

Université de Lille

Thèse

Présentée en vue d'obtenir le grade de

DOCTEUR

En

Spécialité : Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces.

Par

Arthur THIBAUT

DOCTORAT DELIVRE PAR L'UNIVERSITE DE LILLE

Titre de la Thèse :

**Etudes expérimentales et numériques des phénomènes locaux
impactant la tenue en fatigue des structures soudées en aluminium :
applications aux vélos**

Soutenu le 20 janvier 2026 devant le jury d'examen

Rapporteur	M. Habibou MAITOURNAM, Professeur des universités, ENSTA ParisTech
Rapporteur	M. Ludovic CAUVIN, Maître de conférence HDR, Université de Technologie de Compiègne
Président du jury	M. Yicha ZHANG, Professeur des universités, INSA Haut-de-France
Examinatrice	Mme Léa LE JONCOUR, Maître de conférence, Université de Technologie de Troyes
Invité	M. Denis NAJJAR, Professeur des universités, Centrale Lille Institut
Invité	M. Antoine MILLECAMPES, Ingénieur simulation numérique, Decathlon
Directeur de thèse	M. Vincent MAGNIER, Professeur des Universités, Université de Lille
Co-directeur de thèse	M. Ahmed EL BARTALI, Professeur des universités, Centrale Lille Institut

Thèse préparée au Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiechelle (LaMcube) – UMR 9013

Ecole doctorale EG ENGSYS 632

Experimental and numerical studies of local phenomena affecting the fatigue performance of welded aluminum structures: application to bicycle frames

Arthur THIBAULT

Remerciements

Tout d'abord, je souhaite exprimer toute ma gratitude à Vincent Magnier et Ahmed El Bartali pour avoir dirigé mes travaux. Leur soutien, leur écoute et leur bienveillance ont été d'un grand réconfort tout au long de cette aventure. De plus, ils ont su me guider efficacement par leurs connaissances et leurs conseils, rendant nos échanges pertinents et stimulants.

Cette thèse s'est déroulée en collaboration avec Decathlon, et plus particulièrement avec le laboratoire d'essais mécaniques et l'équipe de simulation numérique. Je tiens tout d'abord à remercier Gilles Lagante et Antoine Millecamps, qui ont participé à mon encadrement, pour leur accompagnement, leur disponibilité et leurs recommandations tout au long de ces travaux. Je remercie ensuite l'ensemble de l'équipe du laboratoire d'essais mécaniques pour leur accueil chaleureux, avec une pensée particulière pour les personnes responsables des essais cycles, avec qui j'ai collaboré plus étroitement et particulièrement pour Alexandre Maille qui m'a formé aux essais normatifs sur cadre de vélo, ainsi que pour les membres du laboratoire matériaux, toujours disponibles pour partager leur expertise et leur temps. Merci également à l'équipe de simulation numérique pour sa bonne humeur et son assistance tout au long de cette thèse notamment dans l'enfer de la gestion des licences. Enfin, je souhaite remercier Guillaume Tartarin et Goeffrey Lepoutre pour la fourniture des échantillons utilisés et pour leurs précieuses informations sur les méthodes et paramètres de fabrication, ainsi que Philippe Baska pour les discussions enrichissantes et toujours passionnantes autour des problématiques matériaux.

Je tiens également à remercier les membres de mon jury de thèse, Habibou Maitournam et Ludovic Cauvin, pour avoir accepté d'être rapporteurs de mes travaux, ainsi que Yicha Zhang et Léa Le Joncour pour leur participation en tant qu'examinateurs.

J'exprime toute ma gratitude à l'ensemble des membres du LaMcube pour leur accueil, qui a permis à ces travaux de se dérouler dans d'excellentes conditions. Je remercie tout particulièrement Denis Najjar et Jean-François Witz, qui ont participé à mon encadrement, pour leurs conseils et leur expertise ponctuelle sur la métallurgie ou la corrélation d'images, qui m'ont été d'un grand secours. Je souhaite également remercier Arnaud Beaurain, Florent Brunel et François Lesaffre pour leur aide précieuse dans la mise en place des essais multiaxiaux et la remise en état de la machine utilisée. J'adresse également mes remerciements chaleureux à Eddy Caron et Qi Hu pour leur assistance dans la mise en place de la stéréo-corrélation d'images et dans l'exploitation des données d'essais.

Mes remerciements s'adressent aussi à Théo Dobrossy, Lucie Grave et Aurélien Coupois, étudiants de Polytech Lille, avec qui j'ai eu plaisir à collaborer de manière fructueuse au cours de leurs stages ou de leur projet de fin d'études sur des sujets de modélisation.

Enfin, je ne saurais trop remercier ma compagne, Mélanie, qui a accepté de me suivre à Lille pour la réalisation de ma thèse. Ses encouragements et son soutien à toute épreuve ont été indispensables à la réussite de ces travaux. Je remercie également mes parents pour leur support, ainsi que mon frère, qui m'a inspiré à me lancer dans un doctorat et m'a aidé à prendre du recul et à me changer les idées.

Résumé

Les travaux de recherche présentés dans ce manuscrit ont été réalisés au Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiéchelle (LaMcube) à l'Université de Lille, en partenariat avec l'entreprise Decathlon. Dans le contexte de l'essor de la mobilité douce, la complexification géométrique des cadres de vélo, dans une optique à la fois écologique et de performance, a rendu critique la maîtrise des zones soudées, sièges d'une convergence de phénomènes locaux complexes.

Ces travaux se concentrent sur l'étude des assemblages soudés en aluminium 6061/4043 avec traitement thermique T6 et sur les différents phénomènes impactant la tenue en fatigue de ces structures. L'objectif de ces travaux est le passage d'un modèle de dimensionnement macroscopique à la compréhension et à l'intégration des hétérogénéités locales. Cette thèse propose une méthodologie originale et pluridisciplinaire, allant du micro-mécanisme à l'échelle structurale. La démarche s'articule autour de campagnes expérimentales ciblées, associées à des modélisations numériques et à la mise en place d'un modèle d'intelligence artificielle.

Après la mise en évidence des hétérogénéités locales au niveau des soudures, trois axes de travail sont présentés. Premièrement, l'évaluation des contraintes résiduelles dans les zones soudées par diffraction de rayons X a permis de conclure qu'elles ne représentent pas un facteur d'influence majeur sur la tenue des assemblages soudés dans le cas étudié au vu de leur faible amplitude.

Ensuite, une campagne d'essais de micro-traction instrumentée en stéréo-corrélation d'images numériques a permis l'évaluation des champs cinématiques locaux dans les différentes zones de la soudure (métal de base, zone affectée thermiquement et cordon), mettant en évidence une forte variation de propriétés mécaniques entre métal de base et cordon. De plus l'étude des champs cinématiques en surface révèle une variabilité et des localisations de déformations au sein même du cordon de soudure. Le couplage de ces champs avec un modèle par éléments finis et un réseau de neurones convolutifs a conduit à l'identification inverse des lois de comportement élastoplastiques locales pour chacune des trois parties de la soudure permettant la quantification des variations observées expérimentalement.

Enfin, une campagne d'essais de fatigue multiaxiale représentative des chargements subis par les cadres de vélo au cours d'essais normatifs a permis de comprendre l'influence du type de chargement sur la durée de vie en fatigue, mais également sur les sites d'amorce de fissures. Deux séries de tests ont été réalisées sous différents chargements mettant en évidence des variations dans la durée de vie et dans les zones d'endommagement. Les différents résultats obtenus suggèrent au final une compétition complexe entre les variations de propriétés mécaniques, l'influence de la géométrie des cordons de soudure et le type de chargement pour la définition de la durée de vie et des zones d'endommagement.

Ces travaux proposent donc, d'une part, une méthodologie innovante pour la caractérisation des assemblages hétérogènes, et d'autre part, une compréhension plus fine des différents phénomènes impactant la tenue en fatigue des cadres de vélo en aluminium.

Mots-clés : Soudure, fatigue multiaxiale, stéréo-corrélation d'images numériques, modélisation numérique, intelligence artificielle, contraintes résiduelles, assemblage hétérogène.

Abstract

The research presented in this manuscript was conducted at the Laboratory of Mechanics, Multiphysics, Multiscale (LaMcube) at the University of Lille, in partnership with Decathlon. In the context of the growing interest in sustainable mobility, the increasing geometric complexity of bicycle frames, driven by both ecological and performance objectives, has made the control of welded zones critical, as these areas are the convergence points of multiple complex local phenomena.

This work focuses on the study of welded assemblies in 6061/4043 aluminum with T6 heat treatment, and on the various phenomena affecting the fatigue performance of these structures. The objective is to move from a purely macroscopic design model toward the understanding and integration of local heterogeneities. This thesis proposes an original, multidisciplinary methodology, spanning from micro-mechanical mechanisms to structural-scale behavior. The approach combines targeted experimental campaigns, numerical simulations, and the development of an artificial intelligence-based model.

After highlighting local heterogeneities within the welds, three main research axes are presented. First, the evaluation of residual stresses in the welded zones using X-ray diffraction indicated that these stresses do not represent a major influence on the fatigue performance of the assemblies, given their low magnitude.

Second, a series of instrumented micro-tensile tests coupled with digital image stereo-correlation enabled the characterization of local kinematic fields within the different weld zones (base metal, heat-affected zone, and weld bead), revealing significant variations in mechanical properties between the base metal and the weld bead. Moreover, the analysis of surface kinematic fields highlighted variability and localized deformations within the weld bead itself. The combination of these experimental fields with a finite element model and a convolutional neural network allowed for the inverse identification of local elasto-plastic constitutive laws for each weld zone, thereby quantifying the experimentally observed variations.

Finally, a campaign of multiaxial fatigue tests, representative of the loads experienced by bicycle frames under standard testing conditions, was conducted to assess the influence of loading type on fatigue life as well as crack initiation sites. Two series of tests under different loading conditions revealed variations in both fatigue life and damage localization. Overall, the results suggest a complex interplay between mechanical property variations, weld geometry, and loading type in defining fatigue life and damage zones.

These findings provide, on the one hand, an innovative methodology for characterizing heterogeneous welded assemblies, and on the other hand, a refined understanding of the various phenomena affecting the fatigue performance of aluminum bicycle frames.

Keywords: Welding, multiaxial fatigue, stereoscopic digital image correlation, numerical modeling, artificial intelligence, residual stresses, heterogeneous assembly.

Table des Matières

Etudes expérimentales et numériques des phénomènes locaux impactants la tenue en fatigue des structures soudées en aluminium : applications aux vélos.....	3
Remerciements	4
Résumé	6
Abstract	7
Table des Matières	9
Introduction générale.....	15
Chapitre 1 : Caractérisation des assemblages soudés.....	18
1.1 Du point de vue de l'ingénieur vers l'identification des enjeux scientifiques	19
1.2 Matériaux et procédés du problème	19
1.2.1 Aluminium 6061	21
Composition chimique	21
Microstructure et durcissement T6.....	21
Domaines d'utilisation.....	23
1.2.2 Aluminium 4043	23
Composition chimique	23
Spécificités et utilisation comme métal d'apport.....	24
Soudabilité de l'assemblage 6061-4043	24
1.2.3 Soudage : généralités	24
1.2.4 Spécificité du soudage TIG et application aux alliages d'aluminium	28
1.2.5 Traitement thermique T6	29
1.2.6 Tests de dureté et micro-dureté Vickers	30
1.2.7 Analyses chimiques par EDS.....	34
1.3 Caractérisation macroscopique des zones soudées	36
1.3.1 Influence de la géométrie des cordons de soudure.....	36
1.3.2 Caractérisation des sollicitations mécaniques appliquées	39
Quantification des sollicitations multiaxiales.....	40
1.4 Caractérisation microscopique des zones soudées	42
1.4.1 Analyse micrographique et caractérisation des microstructures.	42
1.4.2 Mesure de microdureté Vickers	46
1.4.3 Analyse chimique par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS)	51
Résultats	53

1.5 Synthèse et identification des principaux verrous scientifiques.....	55
Chapitre 2 – Evaluation des contraintes résiduelles dans les zones soudées	57
2.1 Introduction	58
2.1.1 Généralités sur les contraintes résiduelles.....	58
2.1.2 Contraintes résiduelles dues au soudage	60
Mécanismes de formation et distribution	60
Influence sur les propriétés mécaniques.....	60
Simulation et caractérisation des contraintes résiduelles	61
Stratégies de mitigation et optimisation	61
Spécificités du cas étudié	61
2.1.3 Etat de l’art des méthodes de mesures des contraintes résiduelles	61
Méthode du trou incrémental	62
Méthode du contour	63
Méthodes par diffraction	64
2.1.4 Objectifs	66
2.2 Campagne de mesure par DRX.....	67
2.2.1 Protocole de mesure : choix des éprouvettes	67
2.2.2 Protocole d’essais	68
2.3 Résultats et interprétations	71
2.3.1 Zone d’influence de la soudure sur le champ de contraintes résiduelles	71
Résultats pour l’éprouvette plate.....	72
Résultats éprouvette tubulaire 1	73
Résultat éprouvette tubulaire 2.....	74
2.3.2 Evolution des contraintes résiduelles dans le cordon de soudure	76
2.3.3 Conclusion sur les résultats expérimentaux.	78
2.4 Modélisation numérique des contraintes résiduelles.....	79
2.4.1 Introduction	79
2.4.2 Modèle mise en place	80
Utilisation du module Welding Distortion Wizard	80
Modélisation des éprouvettes tubulaires.	82
Modélisation de deux soudures sur un cadre de vélo.....	83
2.4.3 Analyse des résultats	84
2.5 Conclusions	85
Chapitre 3 : Observation expérimentale des localisations de déformations dans les zones soudées.....	86

3.1	Introduction	87
3.2	Préparation des éprouvettes.....	87
3.3	Mesures de champs cinématiques.	90
3.3.1	Mesures locales classiques	91
3.3.2	Corrélation d'images numériques.	91
3.3.3	Stéréo-corrélation d'image (2D1/2-DIC)	92
3.4	Validation du mouchetis.....	94
3.4.1	Analyse de la taille des particules et homogénéité dans la zone utile.	94
3.4.2	Répartition des niveaux de gris	95
3.4.3	Essais de mouvement de corps rigide	96
3.5	Calibration du système optique	98
3.5.1	Rôle et principes généraux	98
3.5.2	Dispositif expérimental pour la calibration	100
3.5.3	Traitement des données de calibration	102
3.5.4	Résultats de la calibration	103
3.6	Réalisation des essais	106
3.6.1	Dispositif expérimental	106
3.6.2	Protocole expérimental et trajet de chargement	108
3.6.3	Acquisition et synchronisation	109
3.6.4	Limitations expérimentales et précaution durant les essais	109
3.6.5	Exploitation des images prises en cours d'essai.....	110
3.7	Analyse des résultats expérimentaux	112
3.7.1	Résultats préliminaires	112
3.7.2	Influence des paramètres de corrélation.....	114
3.7.3	Champs cinématiques avant recalage avec la microstructure	115
3.7.4	Champs de déplacements U, V et W	116
3.7.5	Champs de déformations E_{xx}	121
3.7.6	Champs de déformations E_{yy}	123
3.7.7	Champs de déformations E_{xy}	124
3.7.8	Conclusion sur les champs de déformations	125
3.7.9	Evolution du champ de déformations équivalentes de von Mises en fonction du temps	126
3.8	Conclusions sur les essais de micro-traction.....	127
	Chapitre 4 : Exploitation des champs expérimentaux pour l'évaluation des lois de comportement élastoplastiques locales.....	129

4.1 Introduction	130
4.2 Mise en place de la modélisation représentant l'essai de micro-traction	130
4.2.1 Géométrie du modèle	130
4.2.2 Choix d'un modèle de comportement élastoplastique	132
4.2.3 Conditions limites et chargement	133
4.2.4 Résultats numériques basés sur les paramètres de la littérature	134
4.3 Création de la base de données	136
4.3.1 Paramètres matériaux et plages de variations de la base de données	137
4.3.2 Automatisation des calculs	138
4.4 Mise en place d'un modèle IA de type CNN	139
4.4.1 Choix d'un modèle d'intelligence artificielle	139
4.4.2 Le deep Learning	139
4.4.3 Réseaux de neurones convolutifs (CNN)	142
4.4.4 Description du modèle CNN mis en place	143
4.4.5 Préparation des données avant l'entraînement	143
4.4.6 Architecture du modèle CNN	144
4.4.7 Entraînement du modèle et validation	146
4.5 Prédiction des lois de comportement locales	148
4.5.1 Traitement des champs expérimentaux pour compatibilité avec le CNN	148
4.5.2 Prédiction des lois de comportement	149
4.5.3 Comparaison avec les champs expérimentaux	152
4.6 Conclusion sur le couplage expérimental - numérique	154
Chapitre 5 : Influence du chargement en fatigue multiaxiale	156
5.1 Introduction	157
5.2 Fatigue des matériaux métalliques	157
5.2.1 Fatigue : Généralité	157
5.2.2 Mécanismes d'endommagements	159
5.2.3 Courbes de Wöhler et modèle de Basquin	160
5.2.4 Paramètres influents sur la durée de vie	162
5.2.5 Fatigue multi axiale	162
5.3 Essais de pédalage	164
5.4 Eprouvettes utilisées pour les essais	166
5.5 Montage expérimental	168
5.6 Biaxialité contrôlée : approche numérique préalable	169
5.6.1 Présentation du modèle	170

5.6.2 Etude des paramètres du montage	173
5.6.3 Détermination des cas de charge en fatigue	174
5.7 Mise en œuvre des essais multiaxiaux	176
5.7.1 Paramètres expérimentaux	176
5.7.2 Critère d'arrêt et enregistrement des données	176
5.8 Exploitation des essais	178
5.9 Analyse des résultats	183
5.10 Conclusions	185
Conclusion générale	187
Perspectives	190
Annexes	194
Annexes 1 : résultats des analyses chimiques par EDS	194
Annexe 2 : Corrélation d'images numériques.....	196
Annexe 3 : Réseaux de neurones et machine learning	198
Fonctionnement d'un neurone artificiel	198
Le machine learning	200
Annexe 4 : Montage expérimental des essais de fatigue biaxiale	201
Pièces du montage et adaptation des éprouvettes aux mors de la machine.....	201
Procédure de montage d'une éprouvette	202
Bibliographie	204

Introduction générale

Depuis le début des années 2000, les modes de transport actifs, ou mobilité douce, ont connu une croissance spectaculaire, en particulier dans les zones urbaines. Cette évolution s'explique en grande partie par une prise de conscience environnementale accrue et donc la volonté croissante du public d'adopter des solutions de transport moins polluantes pour les trajets quotidiens. Parmi ces modes de transport, le vélo occupe une place de choix : selon une étude récente 37 % des Français déclarent l'utiliser régulièrement (Ministère de la Transition écologique, 2023).

L'essor du vélo et la recherche constante d'optimisation de ses performances, combinés à la nécessité de réduire son empreinte écologique, ont entraîné une complexification progressive de la conception des cadres. L'acier a été progressivement remplacé par des matériaux offrant un meilleur rapport résistance/poids, tels que les alliages d'aluminium. Simultanément, les tubes à section ronde traditionnels ont laissé place à des géométries plus complexes, à épaisseur variable, dans une quête incessante d'allègement de la structure tout en préservant sa durabilité et sa rigidité (Lin et al., 2017).

C'est dans ce contexte que s'inscrivent les travaux de cette thèse, menée en partenariat CIFRE avec l'entreprise Decathlon, et portant directement sur la durabilité des cadres de vélo. Au sein de Decathlon, ces travaux ont été conduits en étroite collaboration avec le Tech'Off, ce bureau d'étude interne à Decathlon regroupe l'expertise en essais mécaniques et en simulation numérique pour la conception des cadres de vélo.

Le dimensionnement optimal de ces cadres constitue un enjeu majeur pour le développement des produits de nouvelle génération. Les soudures constituent les points critiques majeurs de la structure. Elles concentrent plusieurs phénomènes complexes rendant leur conception et leur dimensionnement particulièrement délicats. En effet, le cycle thermique du soudage ainsi que le traitement thermique post-soudage induisent de fortes variations de microstructure et de propriétés mécaniques (Maisonnette et al. 2011). Les travaux de recherche menés dans le cadre de cette thèse se focaliseront donc sur l'étude et l'optimisation des zones soudées.

La problématique scientifique de ces travaux se concentre sur l'influence des phénomènes locaux sur les performances mécaniques, sous chargement monotone et en fatigue, des assemblages soudés en aluminium. Ces enjeux se déclinent selon quatre axes de recherches majeurs :

- (i) Les hétérogénéités matériaux et microstructurales constituent un facteur clé : le cycle thermique du soudage (fusion puis refroidissement) altère localement les microstructures, engendrant des variations significatives des propriétés mécaniques entre les différentes zones de la soudure (Arhumah et Pham 2024).
- (ii) Les contraintes résiduelles induites par les cycles thermiques et le bridage de l'assemblage présentent une intensité et une distribution différentes entre le cordon et le reste de la structure, leurs amplitudes ainsi que leur impacts sur la durée de vie doivent être précisément quantifiés (Zhang et al., 2023).

- (iii) Les singularités géométriques présentes au voisinage des soudures sont exacerbées par la finesse des tubes : la surépaisseur du cordon génère des discontinuités marquées en pied de cordon, générant des concentrations de contraintes dont l'impact doit être étudié.
- (iv) Enfin, la nature du chargement subi par les cadres de vélo est un défi en elle-même : la structure tubulaire des cadres est soumise, en particulier au niveau du boîtier de pédalier, à des sollicitations de service multiaxiales lors des essais normatifs.

Ces quatre facteurs sont en interaction constante et rendent le dimensionnement des zones soudées particulièrement complexe. Pour toutes ces raisons, l'optimisation continue des cadres de vélo est freinée par la difficulté de modéliser avec précision les zones soudées. Les simulations de fatigue employées actuellement chez Decathlon sont limitées par un manque de données expérimentales locales et une approche encore largement macroscopique des phénomènes.

L'objectif global de cette thèse est donc d'améliorer la compréhension des mécanismes influençant la durée de vie des cadres de vélo en aluminium, en intégrant une quantification fine des phénomènes locaux. L'enjeu est ainsi de passer d'une approche macroscopique du cadre à une connaissance plus détaillée des hétérogénéités présentes localement au niveau des soudures, à une échelle mésoscopique.

Pour adresser cette problématique complexe, le manuscrit est structuré en cinq chapitres principaux, chacun visant à explorer une piste de recherche distincte.

Le premier chapitre est consacré à la caractérisation macroscopique et microscopique des assemblages soudés. Il examine l'influence de la géométrie locale des cordons de soudure et s'appuie sur des analyses micrographiques, des essais de microdureté ainsi que sur des analyses chimiques par EDS pour confirmer l'existence des hétérogénéités locales au niveau des cordons de soudure.

Dans le second chapitre, une attention particulière sera portée à l'évaluation des contraintes résiduelles présentes localement dans les zones soudées, dans le but de les quantifier et de mieux comprendre leur impact. Pour ce faire, une campagne de mesures par Diffraction des Rayons X (DRX) sera menée sur deux type d'éprouvettes après la soudure et le traitement thermique.

Les Chapitre 3 et 4 constituent le cœur de l'approche méthodologique, présentant la détermination des lois de comportement élastoplastique locales dans les zones soudées. Ces chapitres détaillent une campagne d'essais de micro-traction instrumentée en Stéréo-Corrélation d'Images (2D1/2-DIC) et l'approche d'identification inverse qui y est associée. L'utilisation combinée d'un modèle numérique et d'un Réseau de Neurones Convolutif (CNN) permet l'exploitation des données expérimentales et la quantification des différences de propriétés mécaniques locales, qui avaient été mises en évidence de manière qualitative dans le premier chapitre.

Enfin, le dernier chapitre se concentre sur une campagne d'essais de fatigue multiaxiale. Celle-ci vise à reproduire les sollicitations de pédalage subies par les cadres de vélo au cours d'essais normatifs. L'objectif est d'évaluer l'influence du type chargement multiaxial sur la durée de vie en fatigue. Pour ce faire, deux chargement différents seront présentés et leurs

résultats comparés, afin de corréler la nature du chargement avec la durée de vie et la localisation de l'amorce de fissure en fatigue multiaxiale.

Pour finir, ce manuscrit se termine sur les conclusions et perspectives de ces travaux de thèse.

Par ailleurs, il est souligné qu'aucun chapitre n'est consacré exclusivement aux connaissances bibliographiques, mais que ces dernières sont disséminées au fil des chapitres, permettant de proposer un état de l'art des différentes thématiques abordé dans ces travaux au fur et à mesure de leur apparition dans le manuscrit.

L'ensemble de ces travaux s'articule ainsi dans le but de fournir les données expérimentales, les lois de comportement locales et la compréhension des mécanismes d'endommagement nécessaires à l'élaboration d'un modèle de dimensionnement en fatigue plus robuste pour les assemblages soudés.

Chapitre 1 : Caractérisation des assemblages soudés

1.1 Du point de vue de l'ingénieur vers l'identification des enjeux scientifiques

Cette thèse aborde la problématique de la durabilité des assemblages soudés en aluminium, en croisant les enjeux de fatigue multiaxiale, de microstructuration induite par le soudage, de complexité géométrique et de propriétés mécaniques hétérogènes locales. Ces problématiques combinées engendrent plusieurs défis scientifiques majeurs, tels que la présence de gradients de propriétés, de contraintes résiduelles, de variations de microstructure ainsi que des singularités géométriques. Ces phénomènes trouvent principalement leurs origines dans le cycle thermique localisé du soudage, qui génère à la fois des gradients de microstructure et des contraintes résiduelles (Polmear et al., 2017). En particulier, la zone affectée thermiquement (ZAT) concentre une partie de ces phénomènes, car elle subit des modifications importantes sans atteindre la fusion, ce qui altère localement ses propriétés mécaniques (Hatch, 1990). De plus, la géométrie des soudures, souvent marquée par des concentrations de contraintes en pied de cordon, constitue un facteur déterminant dans l'amorçage des fissures de fatigue (Dieter & Bacon, 2017). Enfin, les sollicitations réelles imposées aux cadres de vélo, souvent multiaxiales, ajoutent une complexité supplémentaire qui rend inadaptés les modèles de fatigue purement uniaxiaux (Suresh, 2004).

Ce premier chapitre propose une caractérisation initiale des assemblages soudés, abordée à la fois à l'échelle macroscopique et microscopique. L'objectif est de visualiser les phénomènes précédemment évoqués et d'identifier les principales difficultés qui devront être traitées dans la suite du travail.

La caractérisation macroscopique s'intéresse à l'influence de la géométrie du cordon de soudure sur la répartition des contraintes en pied de cordon ainsi qu'aux chargements appliqués aux cadres de vélo lors des essais de fatigue. La caractérisation microscopique, quant à elle, comprend l'étude de la microstructure, avec une attention particulière portée aux différences entre le métal de base et le cordon de soudure, la réalisation d'essais de microdureté dans les différentes zones de la soudure et l'analyse chimique des zones soudées réalisée par spectroscopie EDS.

Dans un premier temps, un état de l'art spécifique au type d'assemblage soudé étudié et aux méthodes de caractérisation employées sera présenté. Les résultats des essais permettront ensuite d'identifier les principaux verrous scientifiques et de proposer une méthodologie adaptée pour la poursuite de la thèse.

1.2 Matériaux et procédés du problème

Dans le cadre de cette thèse, il a été choisi de concentrer les recherches sur un type d'assemblage soudé représentatif. En effet, l'entreprise Decathlon utilise une large diversité de matériaux et de procédés de soudage pour la fabrication de ses cadres de vélos. Afin d'assurer la cohérence des travaux et de réduire les sources de variabilité, l'étude a été limitée à une configuration unique : un assemblage en aluminium 6061, mis en forme par extrusion, soudé

manuellement par procédé TIG avec un métal d'apport en aluminium 4043. Une fois l'assemblage réalisé, la structure est ensuite soumise à un traitement thermique de type T6, la figure 1 montre les différentes étapes de mise en forme et d'assemblage de la structure. La figure 2 présente les différentes parties d'un cadre de vélo.

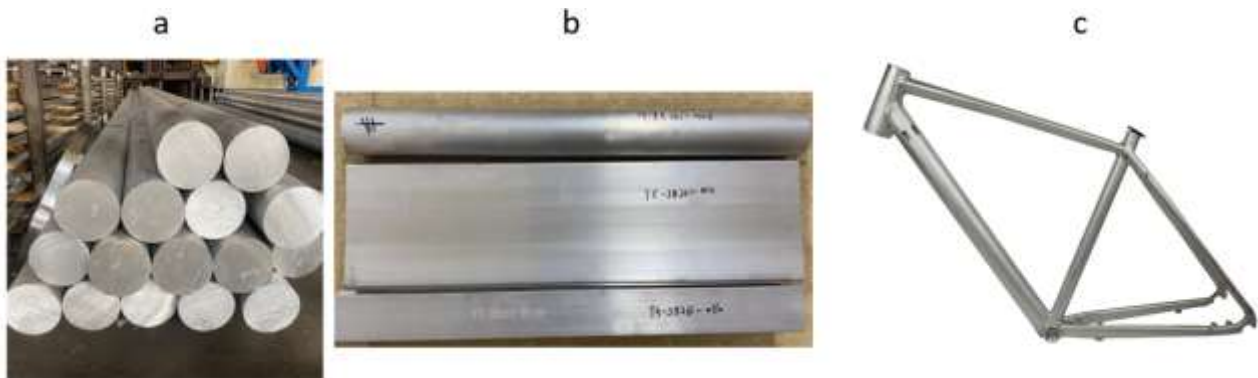


Figure 1 : (a) billettes d'aluminium brute obtenues par coulée. (b) différentes géométries de profils obtenues par extrusion des billettes. (c) exemple d'un cadre de vélo après soudage.



Figure 2 : Présentation des principaux composants d'un cadre de vélo de géométrie classique.

Cette approche ciblée, bien qu'elle ne couvre pas l'ensemble des pratiques industrielles de Decathlon, permet une analyse approfondie des phénomènes métallurgiques et mécaniques propres à ce type d'assemblage. Elle demeure par ailleurs pertinente d'un point de vue applicatif puisque cette configuration est la plus couramment employée pour la fabrication des cadres de vélos et reste représentative d'une large part de la production.

1.2.1 Aluminium 6061

Comme expliqué précédemment l'aluminium 6061 est utilisé comme métal de base dans les structures étudiées pour cette thèse. L'aluminium 6061, qui appartient à la série 6xxx des alliages d'aluminium, est un alliage à haute résistance, largement considéré comme l'un des plus polyvalents et des plus utilisés dans l'industrie. Les éléments d'alliage majeurs, le magnésium (Mg) et le silicium (Si), lui confèrent sa capacité à être durci par précipitation, un mécanisme de renforcement également connu sous le nom de durcissement structural.

Composition chimique

La composition chimique de l'aluminium 6061 est normalisée et varie selon les spécifications. Le tableau 1 ci-dessous présente la composition typique de l'alliage, telle que définie par l'Aluminium Association (Hatch, 1990). Les pourcentages sont exprimés en masse. Il est à noter que le fer présent dans l'alliage peut poser problème via l'apparition de phases intermétalliques, il est donc courant de vouloir minimiser au maximum la quantité de fer dans l'alliage final.

Tableau 1 : Composition chimique massique de l'aluminium 6061.

Eléments	Pourcentages massique (%)
Silicium (Si)	0.40 – 0.80
Fer (Fe)	Max 0.70
Magnésium (Mg)	0.8 – 1.2
Cuivre (Cu)	0.15 – 0.40
Manganèse (Mn)	Max 0.15
Chrome (CR)	0.04 – 0.35
Zinc (Zn)	Max 0.25
Titane (Ti)	Max 0.15
Autre (total)	Max 0.15
Aluminium (Al)	Reste

Microstructure et durcissement T6

L'état T6 (qui sera détaillé un peu plus loin) de l'aluminium 6061 est obtenu par un processus de traitement thermique en deux étapes : une mise en solution et une trempe initiale, suivi d'un vieillissement artificiel. Ce procédé métallurgique favorise la formation de fins précipités de la phase Mg_2Si au sein de la matrice. Ces précipités, de tailles réduites, agissent comme des obstacles aux mouvements des dislocations, ce qui augmente considérablement la résistance mécanique du matériau. Plus la taille de ces précipités est faible et plus leur diffusion est homogène dans la matrice et plus les propriétés mécaniques finales de l'alliage, tel que la limite élastique et la dureté, seront « élevées ».

En termes de microstructure, l'aluminium 6061 se caractérise par des grains équiaxes dans l'état de livraison (après extrusion et traitement thermique T6), avec une taille de grains qui dépend des paramètres du procédé de fabrication. On y observe également la présence de phases intermétalliques riches en fer, telles que des particules AlFeMnSi . Ces phases se présentent souvent sous forme d'aiguilles ou de plaquettes. Bien que leur présence soit inévitable, leur morphologie et leur distribution sont cruciales pour la résistance du matériau. Des aiguilles ou des plaquettes de grande taille peuvent agir comme des sites d'amorçage de fissures, en particulier sous sollicitation de fatigue. L'optimisation des paramètres de fabrication peut permettre d'améliorer la qualité de la microstructure notamment en augmentant la diffusion des particules de Mg_2Si dans la matrice et en réduisant la taille et le nombre de phases intermétalliques au fer.

L'aluminium 6061-T6 se distingue également par plusieurs caractéristiques majeures. Sa faible densité, d'environ 2700kg/m^3 , combinée à une résistance mécanique élevée (limite élastique d'environ 270MPa et résistance à la traction de l'ordre de 300MPa en valeurs typiques), lui confère un excellent rapport résistance/poids.

À titre de comparaison, un acier de construction courant, comme le S235, possède une limite élastique d'environ 235MPa et une densité d'environ 7850kg/m^3 , (voir tableau 2 ci-dessous). On peut donc observer que la limite élastique de l'aluminium 6061-T6 est du même ordre de grandeur que celle de cet acier pour une densité est près de trois fois plus faible. C'est cet avantage qui en fait un choix privilégié dans les applications où la réduction de masse est cruciale ce qui est notamment le cas dans le domaine des transports.

Tableau 2 : Comparaison des propriétés mécaniques du 6061 avec traitement T6 avec celle d'un acier de construction classique.

Propriétés mécaniques	Al 6061 T6	Acier S235
Densité (kg/m^3)	2700	7850
Dureté (V)	115	125
Module d'Young (Gpa)	69	210
Limite Elastique (MPa)	270	235
Limite à rupture (MPa)	300	360 -510

De plus, il offre une très bonne tenue à la corrosion dans les environnements atmosphériques, ce qui est un atout pour la longévité des composants. L'alliage est également réputé pour sa soudabilité via diverses méthodes. Il est cependant important de noter que les propriétés mécaniques de la zone soudée peuvent être affectées et requièrent souvent un post-traitement pour retrouver un niveau de performance optimal (Polmear et al., 2017).

Domaines d'utilisation

Grâce à cette combinaison équilibrée de propriétés, l'aluminium 6061-T6 est largement utilisé dans de nombreux secteurs, avec une présence particulièrement marquée dans le domaine des transports. Il est notamment employé pour les structures de transport telles que les cadres de vélos, les composants automobiles, les structures de bateaux et les remorques de camions. On le retrouve également dans l'industrie aérospatiale, notamment pour la fabrication de composants de fuselages, d'ailes et de divers équipements de soutien au sol. Dans la construction, il est apprécié pour les structures de support, les échelles et les passerelles. Enfin, il est aussi utilisé pour des biens de consommation, comme les équipements sportifs, les pièces de machines et certains types de conteneurs sous pression.

1.2.2 Aluminium 4043

Dans notre cas, le métal d'apport utilisé pour les soudures est une autre nuance d'aluminium, en effet il s'agit d'aluminium 4043.

L'aluminium 4043 est un alliage de la série 4xxx, principalement utilisé comme métal d'apport pour le soudage. Sa caractéristique principale est la présence de silicium (Si) en tant qu'élément d'alliage majeur, ce qui le distingue fondamentalement de l'aluminium 6061-T6, dont la résistance est principalement due à une combinaison de magnésium et de silicium.

Composition chimique

La composition de l'aluminium 4043 est spécifiquement conçue pour le soudage. Le tableau 3 ci-dessous présente la composition typique de cet alliage.

Tableau 3 : Composition chimique massique de l'aluminium 4043.

Eléments	Pourcentage massique (%)
Silicium (Si)	4.5 – 6
Fer (Fe)	Max 0.6
Cuivre (Cu)	Max 0.30
Manganèse (Mn)	Max 0.15
Magnésium (Mg)	Max 0.2
Zinc (Zn)	Max 0.10
Titane (Ti)	Max 0.15
Autre (total)	Max 0.15
Aluminium (Al)	Reste

La teneur élevée en silicium, de 4.5 à 6.0 %, est primordiale pour les propriétés de soudage de l'aluminium 4043.

Spécificités et utilisation comme métal d'apport

Contrairement à l'aluminium 6061, qui est un alliage durcissable par précipitation, l'aluminium 4043 n'a pas cette propriété. Son rôle n'est pas de fournir une haute résistance mécanique intrinsèque après soudage, mais plutôt de faciliter le processus de soudage lui-même (Mangalagiri et Kumar, 2019). La haute teneur en silicium permet de :

- **Réduire le point de fusion** : Le silicium abaisse la température de fusion de l'alliage, facilitant ainsi la fusion et la formation du cordon de soudure.
- **Minimiser la fissuration à chaud** : L'une des principales difficultés du soudage des alliages d'aluminium est la fissuration par solidification. Le silicium dans l'aluminium 4043 permet de prévenir ce phénomène, assurant ainsi l'intégrité du cordon de soudure (Mangalagiri et Kumar, 2019). En effet le silicium présent dans l'alliage agit comme un agent fluidifiant dans le bain de fusion ce qui permet de réduire le risque d'amorçage de fissures à chaud au cœur de la solidification

Soudabilité de l'assemblage 6061-4043

L'utilisation de l'aluminium 4043 comme métal d'apport pour l'assemblage d'aluminium 6061 est une pratique courante en raison de leur bonne compatibilité (Nunes Jr., 2006). La soudure TIG manuelle crée un cordon de soudure qui est en réalité un mélange des deux alliages, avec une composition chimique et une microstructure spécifiques.

Bien que le 4043 améliore la soudabilité, le traitement thermique T6 appliqué après le soudage est d'une importance capitale. En effet, il agit sur le matériau de base (le 6061) et sur la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), mais le cordon de soudure, principalement constitué de 4043 et d'une partie de 6061 fondue, ne bénéficiera pas de la même manière de ce traitement. La résistance de la soudure dépendra donc de l'équilibre des propriétés entre le métal de base, la ZAT et le cordon lui-même. La différence de composition et de microstructure entre ces trois zones est au cœur de la problématique de la durabilité en fatigue de l'assemblage.

1.2.3 Soudage : généralités

Le soudage est un procédé d'assemblage permanent qui crée une continuité métallurgique entre deux pièces. Pour y parvenir, il existe une grande variété de technologies, qui se divisent en deux catégories principales : les procédés par fusion et les procédés à l'état solide.

Dans les procédés par fusion, la zone d'assemblage est portée à une température au-delà de son point de fusion. Le cœur de ce processus est le **cycle thermique de soudage**, qui peut être décomposé en trois étapes principales :

- **Le chauffage et la fusion** : Une source de chaleur intense, comme un arc électrique ou un faisceau laser, chauffe rapidement la zone de la soudure. La température monte rapidement, dépassant le point de fusion du matériau.

- **Le bain de fusion** : Une fois la température de fusion atteinte un bain de métal liquide se forme. C'est dans cette zone que le métal de base et, le cas échéant, le métal d'apport se mélangent créant ainsi un troisième matériau. La composition de ce bain est un facteur déterminant des propriétés futures du cordon de soudure.
- **Le refroidissement et la solidification** : Une fois la source de chaleur déplacée, le bain de fusion se refroidit et se solidifie très rapidement. C'est lors de cette étape que se forment la microstructure dendritique du cordon de soudure et les transformations dans la ZAT. La vitesse de refroidissement a un impact direct sur la taille des grains et la formation des précipités.

Ci-dessous quelques exemples de procédés de fusion les plus courants (American Welding Society (AWS), 2011) :

- **Soudage à l'arc (SMAW, MIG/MAG, TIG)** : Cette famille de procédés utilise un arc électrique pour générer la chaleur. Les cordons de soudure obtenus par soudage à l'arc présentent généralement une sur-épaisseur et ont une largeur variable, généralement comprise entre 5 et 15 mm (figure 3 a). Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), ou soudage à l'arc avec électrode de tungstène sous protection gazeuse inerte, est particulièrement apprécié pour sa propreté, sa précision et la qualité de ses soudures, notamment sur les alliages d'aluminium. Les méthodes de soudage MIG (Metal Inert Gas) et MAG (Metal Active Gas) utilisent quant à elles un fil-électrode qui est à la fois l'apport de matière et l'électrode, ce qui en fait un procédé plus rapide et plus productif que le TIG.
- **Soudage laser** : Cette technologie utilise un faisceau laser très concentré pour fondre localement la matière. Son principal avantage est sa capacité à réaliser des soudures très fines et profondes avec un apport de chaleur minimal, en effet les cordons de soudure obtenus par soudage laser ont une largeur de 0.2 à 2mm et présentent généralement un aspect plus lisse que ceux obtenus par soudage à l'arc. Cela réduit la taille de la ZAT et les déformations, ce qui est particulièrement bénéfique pour les pièces à géométrie complexe ou à parois minces. Un schéma de principe du soudage laser est disponible dans la figure 3 b.
- **Soudage par faisceau d'électrons** : Similaire au soudage laser, ce procédé utilise un faisceau d'électrons pour générer la chaleur. Il est généralement réalisé sous vide, ce qui offre un environnement sans gaz et sans impuretés, et permet d'obtenir des soudures de très haute qualité.

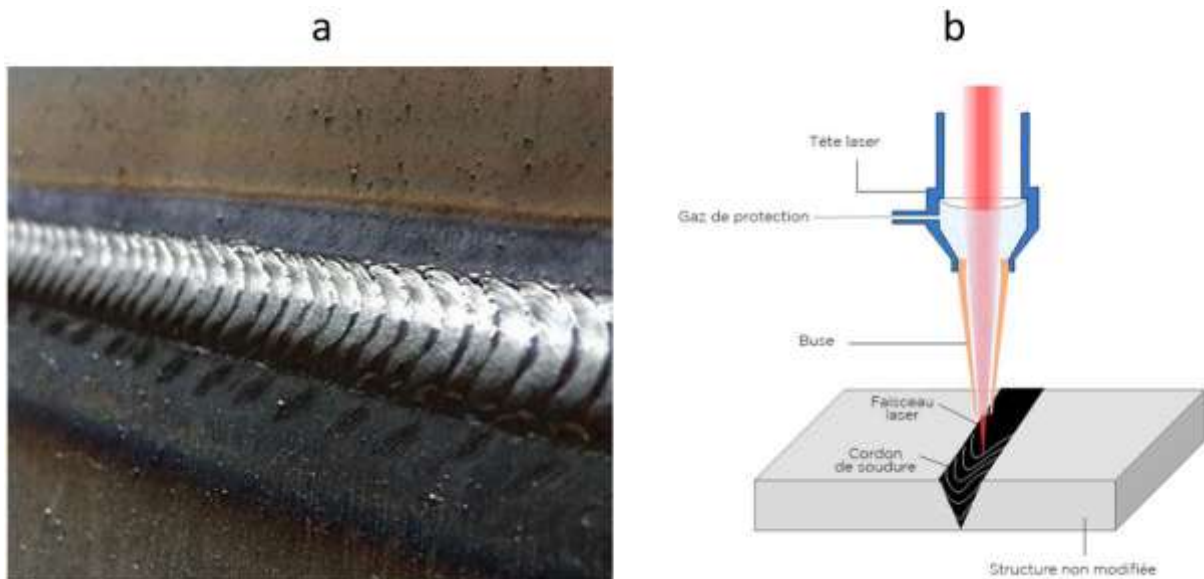


Figure 3: (a) exemple d'un cordon obtenu par soudage à l'arc. (b) Schéma de principe du soudage laser sans métal d'apport.

Les procédés à l'état solide, comme le soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding, FSW), n'impliquent pas de fusion. Au lieu de cela, l'assemblage est réalisé en frottant une broche rotative à la jonction des pièces. L'action mécanique et la chaleur générées par la friction malaxent la matière à l'état plastique, créant ainsi une soudure sans zone fondue, ce qui évite les défauts de solidification.

Dans le cas du soudage par fusion, qui est le plus répandu, l'apport localisé de chaleur lors du soudage génère un cycle thermique intense. Ce cycle de chauffage rapide, de fusion, de solidification et de refroidissement est à l'origine de la structure hétérogène de l'assemblage, qui se compose de trois zones distinctes (Messler Jr., 2004), la figure 4 représente un schéma typique d'une zone soudée avec la visualisation des trois zones qui sont décrites ci-après :

- **La zone fondue (ZF) ou cordon de soudure** : Cette zone, où les matériaux ont été entièrement fondus, se resolidifie. Le refroidissement rapide à partir de la frontière avec la ZAT vers le centre du cordon mène à la formation d'une microstructure typiquement dendritique (en forme d'arborescences). Dans la zone fondue, on retrouve un matériau constitué d'un mélange entre le métal de base et le métal d'apport.
- **La zone affectée thermiquement (ZAT)** : Cette région, soumise à des températures élevées sans atteindre la fusion, subit des transformations microstructurales. Pour un alliage durcissable par précipitation comme l'aluminium 6061-T6, le cycle thermique peut provoquer la croissance des précipités durcissants. Ce phénomène, appelé sur-
vieillesse, entraîne un adoucissement significatif du matériau et une perte de ses propriétés mécaniques, rendant cette zone particulièrement vulnérable aux sollicitations (Maisonnette et al. 2011).
- **Le métal de base (MB)** : Il s'agit du matériau non affecté par le cycle thermique. Il conserve sa microstructure et ses propriétés initiales. Cette zone est située suffisamment loin de l'apport de chaleur pour ne pas être affectée par la soudure.

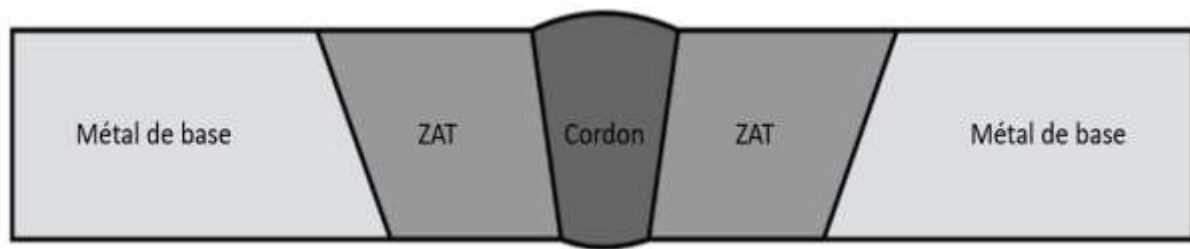


Figure 4 : Schéma vue en coupe d'une zone soudée avec visualisation des différentes zones de l'assemblage.

L'impact du soudage ne se limite pas à la microstructure. La variation de volume due à la dilatation des zones chauffées, suivie d'une contraction au refroidissement, combinée à l'effet de bridage des pièces, génère des contraintes résiduelles importantes. Le bridage consiste à maintenir les pièces fixes durant le soudage pour éviter les déformations, cela empêche les matériaux de se contracter librement pendant le refroidissement, ce qui emprisonne des contraintes internes qui peuvent atteindre des niveaux élevés. Ces contraintes peuvent être de traction ou de compression, et leur ajout aux contraintes de service peut significativement affecter la durée de vie en fatigue des composants.

Enfin, le processus de soudage peut introduire des défauts, qui sont des facteurs de risques supplémentaires pour la tenue mécanique de l'assemblage (AWS, 2011). Ces défauts proviennent de diverses sources :

- **Les porosités** (bulles de gaz) : elles se forment lorsque les gaz dissous dans le bain de fusion n'ont pas le temps de s'échapper avant la solidification et reste piégé dans le cordon de soudure. Elles constituent donc des vides de matière à l'intérieur du cordon et le fragilise donc grandement. La figure 5 présente quelques exemples de porosités dans des cordons de soudure.
- **Les inclusions** : ce sont des particules solides non métalliques (par exemple, des oxydes) qui se retrouvent piégées dans le cordon.
- **Les manques de fusion** : ils se produisent lorsque les pièces à assembler ou le métal d'apport ne sont pas totalement fondus. Ces défauts agissent comme des concentrateurs de contraintes et peuvent devenir des sites privilégiés d'amorçage de fissures en fatigue.

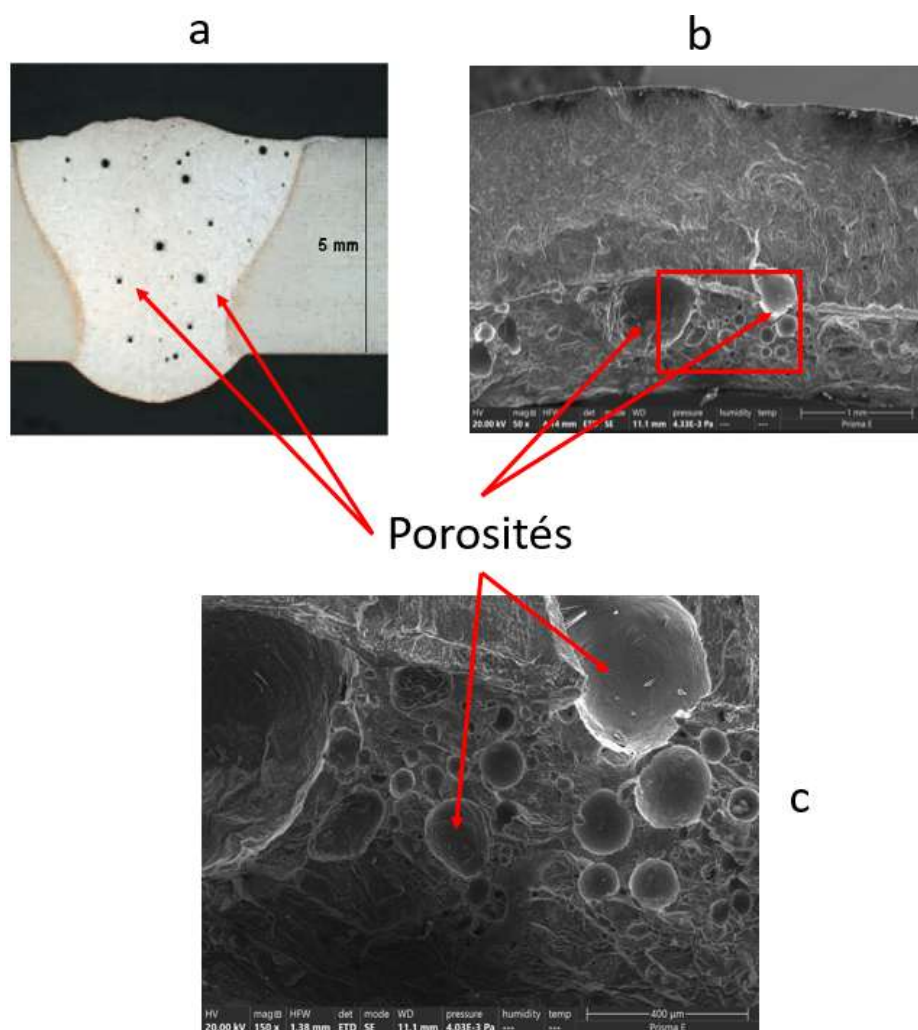


Figure 5 : Exemple de porosités dans des cordons de soudure en aluminium : (a) vue en coupe d'un cordon présentant des porosités. (b) et (c) images prises au MEB du faciès de rupture d'une éprouvette après la fissuration précoce de celle-ci.

La prise en compte de l'ensemble de ces phénomènes (hétérogénéités de propriétés, contraintes résiduelles et défauts) est donc importante pour réaliser une analyse rigoureuse de la durabilité en fatigue des structures soudées.

1.2.4 Spécificité du soudage TIG et application aux alliages d'aluminium

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), ou soudage à l'arc avec électrode de tungstène, est un procédé par fusion particulièrement adapté aux matériaux à faible épaisseur et aux soudures de haute qualité, comme celles requises pour les cadres de vélos en aluminium. Le principe repose sur la création d'un arc électrique entre une électrode de tungstène non consommable et la pièce à souder. Le bain de fusion ainsi créé est protégé de l'atmosphère ambiante par un gaz inerte, généralement de l'argon, ce qui empêche l'oxydation. L'apport de matière, sous forme de baguette de métal d'apport, est géré manuellement par le soudeur (figure 6).



Figure 6 : (a) Schéma de principe du soudage TIG et (b) exemple de réalisation d'un cordon.

Cette méthode offre plusieurs avantages décisifs pour l'assemblage d'alliages d'aluminium :

- **Précision et contrôle** : Le soudeur a un contrôle très fin de la chaleur apportée et du bain de fusion, ce qui est crucial pour les pièces à parois minces comme les tubes de vélos, qui sont sensibles à la déformation et à la brûlure.
- **Qualité du cordon** : Le procédé TIG produit des soudures très propres, sans projections, avec un bel aspect visuel. La protection gazeuse de qualité réduit considérablement les risques de porosités et d'inclusions d'oxydes, des défauts très courants sur les soudures d'aluminium.

Cependant, le soudage TIG manuel nécessite une grande dextérité de la part du soudeur et est moins rapide que d'autres procédés comme le MIG. Ces spécificités en font une technologie exigeante, mais dont la maîtrise permet d'obtenir des assemblages de haute qualité, répondant aux standards élevés de l'industrie du cycle.

1.2.5 Traitement thermique T6

Les traitements thermiques sont des opérations métallurgiques fondamentales qui consistent à soumettre un matériau à des cycles de température précisément contrôlés afin d'en modifier la microstructure interne et, par conséquent, ses propriétés mécaniques. L'objectif de ces cycles peut varier considérablement : on peut chercher à adoucir un matériau pour faciliter sa mise en forme (recuit), à éliminer des contraintes internes ou, au contraire, à augmenter sa dureté et sa résistance. Ces processus jouent directement sur la manière dont les atomes s'organisent et sur l'état des phases au sein de la matière. Ils permettent de contrôler la taille des grains, la dissolution d'éléments d'alliage dans la matrice ou la formation de nouveaux précipités. Cette capacité à manipuler la microstructure est d'une importance capitale pour de nombreux alliages, y compris ceux d'aluminium de la série 6xxx, qui tirent leur haute résistance d'un mécanisme de renforcement spécifique : le durcissement par précipitation (Dieter & Bacon, 2017).

Le traitement thermique T6 est un procédé standard appliqué à ces alliages pour en maximiser la résistance. Il se déroule en trois phases distinctes. La première, la mise en solution, consiste à chauffer l'alliage à une température élevée (545°C pour le 6061) afin de dissoudre les éléments d'alliage (Mg,Si) dans la matrice d'aluminium. Une trempe rapide suit, généralement dans l'eau, pour "figer" cette solution solide sursaturée et empêcher la précipitation prématurée. La dernière phase est un vieillissement artificiel, où le matériau est chauffé à une température modérée (160–175°C) pendant une durée prolongée. Ce processus permet la précipitation contrôlée de fines particules de la phase Mg_2Si , qui agissent comme des obstacles efficaces au mouvement des dislocations, renforçant ainsi considérablement la résistance du matériau (Hatch, 1990). Dans le cas des éprouvettes utilisées pour cette thèse un traitement T6 « express » a été réalisé, c'est-à-dire que le revenu a été écourté mais réalisé à une température plus élevée, la figure 7 présente le cycle thermique réalisé au cours du traitement thermique.

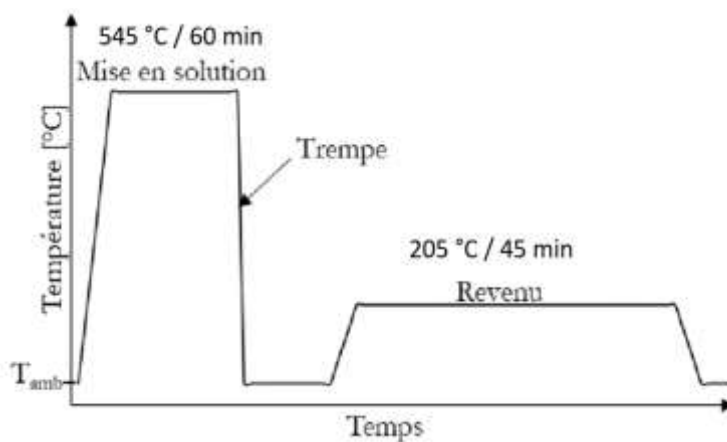


Figure 7 : Schéma du traitement thermique réalisé.

Dans le cas d'un assemblage soudé, l'application du traitement thermique T6 est d'une importance capitale. Étant appliqué à l'ensemble du composant après le soudage, ce traitement vise à homogénéiser, autant que possible, les propriétés mécaniques de la ZAT avec celles du métal de base. Cette zone, adoucie par le cycle de soudage, retrouve une partie de sa résistance initiale grâce à la formation de nouveaux précipités. Cependant, le traitement thermique agit différemment sur le cordon de soudure, dont la composition (mélange de 6061 et 4043) ne lui permet pas de bénéficier du T6 de la même manière que le métal de base. De plus, le cycle de chauffage et de refroidissement du T6 peut modifier le champ de contraintes résiduelles induit par le soudage, mais il n'en garantit pas l'élimination totale. L'étude de ce phénomène complexe justifie la nécessité de mesures et d'analyses approfondies des contraintes résiduelles après traitement.

1.2.6 Tests de dureté et micro-dureté Vickers

La dureté est une propriété mécanique essentielle qui caractérise la résistance d'un matériau à la déformation plastique localisée, comme la pénétration, la rayure ou l'indentation. Sa mesure est une technique de caractérisation non destructive qui fournit des informations

rapides sur la résistance d'un matériau, son état de traitement thermique et l'homogénéité de sa microstructure. Il existe plusieurs méthodes de mesure de la dureté, chacune adaptée à des applications spécifiques en fonction de l'indenteur utilisé, de la charge appliquée et de l'échelle de mesure.

Principe et types de méthodes de dureté

Les méthodes de mesure de dureté par pénétration consistent à appliquer une charge sur un indenteur de forme géométrique connue. La dureté est ensuite calculée en fonction de la taille de l'empreinte laissée dans le matériau. La forme de l'indenteur est une caractéristique distinctive de chaque méthode, optimisée pour différents types de matériaux et de mesures (Broitman, 2017). Dans le cas des matériaux métalliques, les trois méthodes les plus utilisées sont :

- **Dureté Brinell** : Utilise une bille en carbure de tungstène ou en acier. Cette méthode, employant des charges élevées, est particulièrement adaptée aux matériaux à gros grains et aux mesures macroscopiques, l'empreinte étant large et peu profonde. On utilise les dimensions de l'empreinte afin de calculer la dureté du matériau testé.
- **Dureté Rockwell** : Emploie soit un cône en diamant, soit une bille en acier, et utilise cette fois la profondeur de l'empreinte plutôt que sa surface pour déterminer la dureté. C'est une méthode rapide et populaire pour les applications de contrôle qualité.
- **Dureté Vickers** : Se distingue par l'utilisation d'une pyramide en diamant à base carrée avec un angle de 136° entre faces opposées. La mesure des diagonales de l'empreinte permet le calcul de la dureté. La géométrie de cet indenteur permet d'obtenir des empreintes similaires quelle que soit la charge, ce qui en fait une méthode polyvalente couvrant la macro- et la microdureté.

La figure 8 présente le schéma de principe de ces trois types d'essais de dureté.

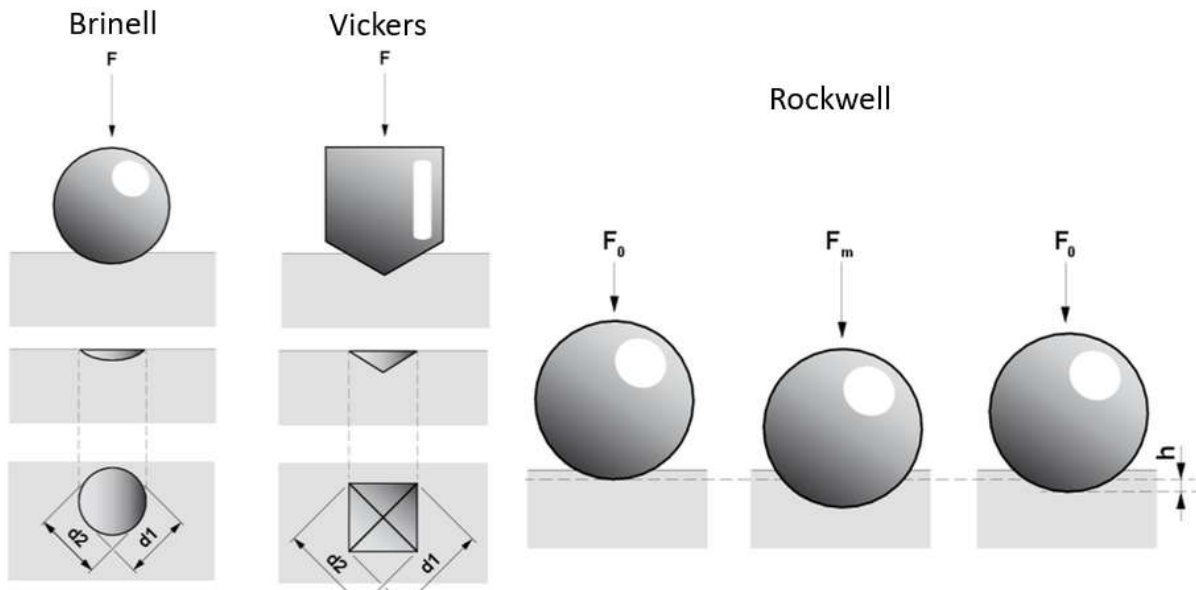


Figure 8 : Schéma de la forme de l'indenteur et de la mesure réalisée pour les duretés Brinell, Vickers et Rockwell

Ces méthodes sont classées en fonction du niveau de charge utilisé pour réaliser l'indentation :

- **Dureté macroscopique** : Cette échelle utilise des charges élevées, généralement supérieures à 49N, pour caractériser la dureté globale d'un matériau. Les indenteurs utilisés sont des billes d'acier ou de carbure pour la méthode Brinell, ou un cône en diamant pour la méthode Rockwell. Ces mesures sont pertinentes pour les pièces de grande taille ou pour une évaluation de la dureté moyenne à l'échelle du composant, par exemple pour le contrôle qualité d'un lot de production.
- **Microdureté** : Située à l'échelle intermédiaire, la microdureté utilise des charges plus faibles, de l'ordre de 0.1 à 9.8N. Elle est souvent réalisée avec la méthode Vickers qui emploie une pyramide en diamant. Cette approche est idéale pour des analyses plus fines, comme l'évaluation de la dureté de revêtements, de zones soudées ou de grains individuels au sein d'une microstructure (Tabor, 2000). Les profils de dureté par filiation, qui consistent à réaliser une série d'empreintes à des intervalles réguliers, sont particulièrement utiles pour mettre en évidence les gradients de propriétés.
- **Nanodureté** : Cette échelle emploie des charges extrêmement faibles, généralement inférieures à 10^{-3} N. La mesure ne repose plus sur l'observation optique de l'empreinte, mais sur la détection instrumentée de la profondeur de pénétration de l'indenteur. La nanodureté est utilisée pour caractériser des matériaux à l'échelle sub-micrométrique ou des couches très minces, là où les autres méthodes ne seraient pas assez précises.

La méthode de dureté Vickers

La méthode Vickers est particulièrement appréciée pour sa précision et sa polyvalence. En effet, elle couvre une large plage de charge allant de la macro à la micro-dureté, ce qui en fait une méthode très « flexible ». La dureté Vickers (HV) est calculée en divisant la charge appliquée (F) par la surface projetée de l'empreinte (A), selon la formule suivante :

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2F \sin(\frac{136^\circ}{2})}{d^2} \approx 1.8544 \frac{F}{d^2}$$

Où d est la moyenne des deux diagonales de l'empreinte mesurée au microscope.

Les avantages de la méthode Vickers incluent sa capacité à tester pratiquement tous les matériaux et la simplicité de la mesure des diagonales. Cependant, la qualité de l'empreinte est cruciale. Une préparation de surface soignée (polissage) est indispensable pour obtenir une mesure précise (ASTM E92-16).

Problèmes liés à la forme de l'empreinte : Sinking-in et Piling-up

Dans les matériaux métalliques, la forme de l'empreinte peut être affectée par la nature du matériau, ce qui peut fausser la mesure si elle n'est pas prise en compte :

- **Sinking-in** : Ce phénomène se produit principalement dans les matériaux à faible écrouissage. Le matériau s'enfonce au niveau des bords de l'empreinte, ce qui fait paraître les diagonales plus petites et peut conduire à une surestimation de la dureté.
- **Piling-up** : À l'inverse, le matériau "s'entasse" autour des bords de l'empreinte, ce qui fait paraître les diagonales plus grandes et peut entraîner une sous-estimation de la dureté.

Ces déformations en bordure de l'empreinte peuvent avoir un impact significatif sur la précision de la mesure, particulièrement en microdureté où la taille de l'empreinte est déjà très faible (Tabor, 2000).

Application de la microdureté

La microdureté Vickers est un outil de caractérisation inestimable, notamment pour l'étude des assemblages soudés. En appliquant des charges très faibles (typiquement de 0.1 à 10 N), elle permet d'établir des profils de dureté par filiation sur des échelles micrométriques.

Cette technique est particulièrement pertinente dans le cadre de cette thèse pour :

- Évaluer l'homogénéité du métal de base et du cordon de soudure.
- Caractériser les gradients de propriétés mécaniques à travers les différentes zones de la soudure (métal de base, ZAT et zone fondue).

- Estimer la largeur de la ZAT et quantifier son adoucissement, qui est un facteur critique pour la résistance en fatigue des assemblages soudés en aluminium durcissable par précipitation (ASTM E384-17).

1.2.7 Analyses chimiques par EDS

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique d'imagerie et de caractérisation de surface très puissante qui permet d'obtenir des images de haute résolution de la topographie d'un échantillon. Contrairement aux microscopes optiques traditionnels, qui utilisent de la lumière visible pour former une image, le MEB utilise un faisceau d'électrons qui balaye la surface de l'échantillon. Les interactions entre les électrons incidents et la matière génèrent différents signaux, comme les électrons secondaires et les électrons rétrodiffusés, qui sont ensuite collectés par des détecteurs dédiés pour former une image. Cela permet d'obtenir un niveau de détail bien supérieur et une profondeur de champ beaucoup plus grande que la microscopie optique, rendant possible l'étude de microstructures et de défauts à l'échelle micrométrique.

L'une des applications les plus importantes du MEB est son couplage avec un système de spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS), aussi appelé EDX. Ce système permet d'effectuer une analyse chimique qualitative et quantitative de l'échantillon. Le principe est le suivant : lorsque le faisceau d'électrons du MEB frappe la surface de l'échantillon, il peut éjecter des électrons des couches électroniques profondes des atomes qui le composent. Pour se stabiliser, ces atomes émettent alors des rayons X dont l'énergie est caractéristique de chaque élément chimique présent. Le détecteur EDS mesure l'énergie et le nombre de ces rayons X et permet ainsi d'identifier les éléments et de déterminer leur concentration relative.

L'analyse par EDS n'est pas limitée à la surface de l'échantillon. Le faisceau d'électrons pénètre le matériau, créant un volume d'interaction en forme de poire, souvent appelé "poire de pénétration". La profondeur et la largeur de cette zone d'interaction dépendent de plusieurs facteurs, notamment de l'énergie du faisceau d'électrons et de la densité de l'échantillon. Typiquement, la profondeur d'analyse est de l'ordre de quelques micromètres. Cela signifie que l'analyse chimique ne représente pas uniquement la couche superficielle, mais une moyenne de la composition sur l'épaisseur de cette "poire". Il est donc essentiel de prendre en compte ce volume d'interaction lors de l'interprétation des résultats, surtout pour les analyses de couches minces ou les gradients de composition. La figure 9 propose une représentation schématique de la poire de pénétration des électrons dans la matière.

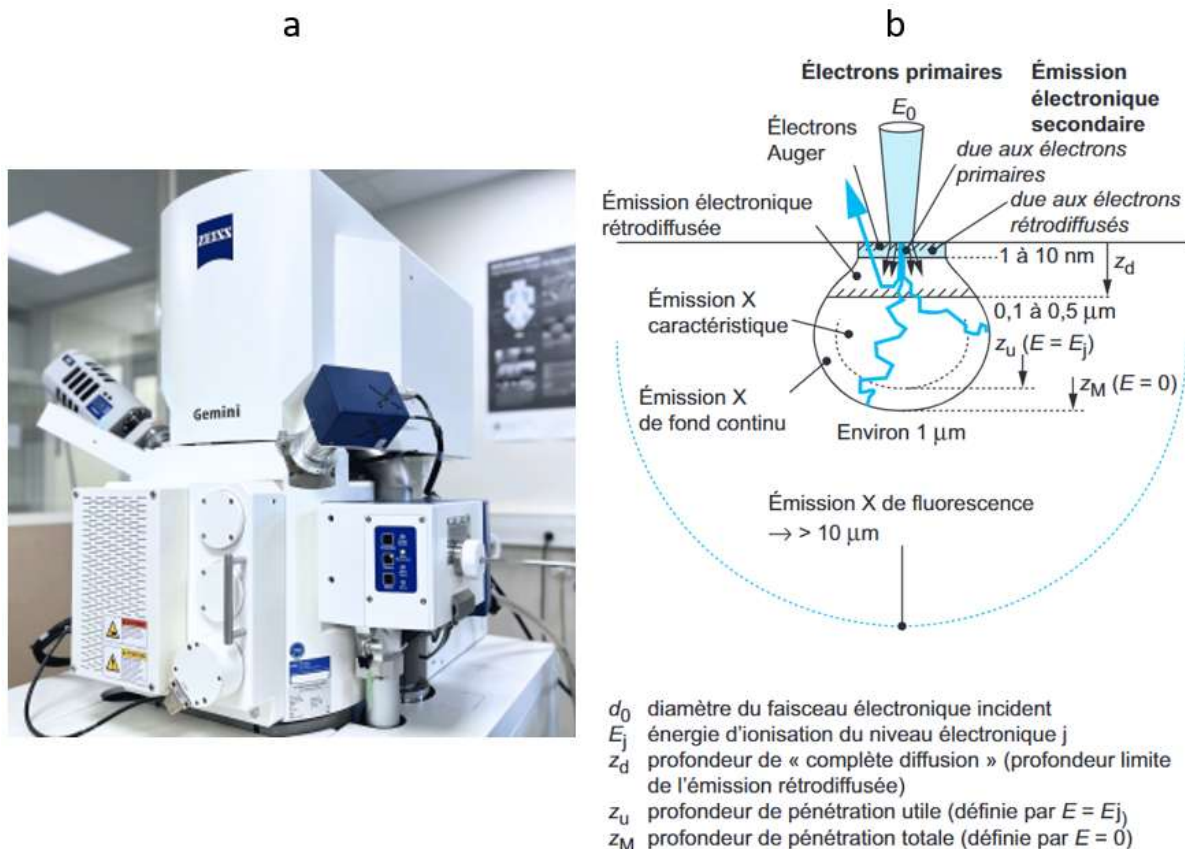


Figure 9 : (a) exemple d'un MEB et (b) schéma de la poire de pénétration du rayon d'électrons dans la matière (Brisset et Ruste, 2024).

L'analyse par EDS peut être réalisée de plusieurs manières (Goldstein et al., 2017) :

- **Analyse ponctuelle** : Le faisceau d'électrons est fixé sur un point précis de la surface pour déterminer la composition chimique de cette micro-région.
- **Analyse linéaire** : Le faisceau se déplace le long d'une ligne pour mesurer les variations de composition chimique, ce qui est très utile pour étudier les gradients.
- **Cartographie chimique** : Le MEB scanne une surface plus large et l'analyse EDS est réalisée simultanément, générant une "carte" qui visualise la répartition spatiale de chaque élément chimique à la surface de l'échantillon.

Pour les assemblages soudés, l'utilisation couplée du MEB et de l'EDS peut être utilisée de deux manières. La cartographie chimique permet de visualiser la répartition des éléments d'alliage dans le cordon de soudure, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Ces cartes révèlent comment le métal d'apport s'est mélangé au métal de base et permettent de détecter d'éventuels phénomènes de diffusion. Ces informations peuvent ensuite être utilisées pour corréler la composition chimique locale avec la microstructure et les propriétés mécaniques de l'assemblage.

1.3 Caractérisation macroscopique des zones soudées

1.3.1 Influence de la géométrie des cordons de soudure

Dans le cadre de cette thèse, nous étudions les structures soudées, telles que les cadres de vélo ou les trottinettes. Ces structures sont constituées de tubes minces ou de tôles minces. L'utilisation d'une soudure réalisée avec la technologie TIG manuelle implique que les cordons de soudure soient généralement plus massifs que le reste de la structure (Figure 10).

Dans le cas des cadres de vélos, ou des éprouvettes testées par la suite, on remarque que le cordon de soudure dépasse en épaisseur les tubes et représente donc une discontinuité géométrique qui induit une concentration de contraintes en pied de cordon (Figure 10)

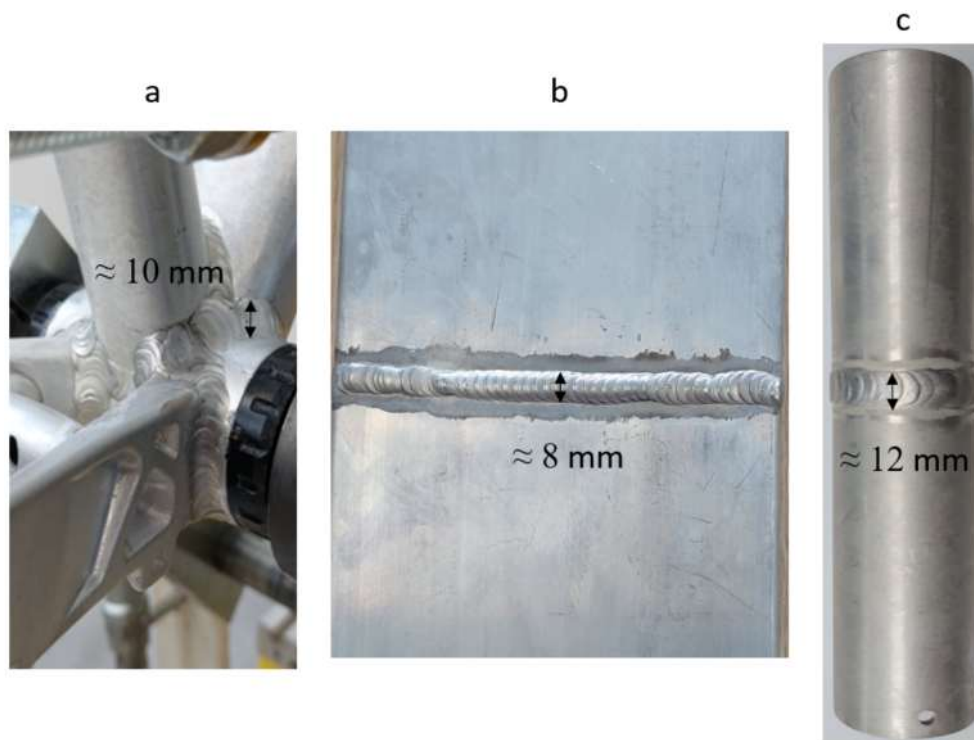


Figure 10 : Exemple de géométrie de différents cordons de soudure. (a) au niveau du boîtier de pédalier d'un cadre de vélo, (b) sur un deck de trottinette et (c) sur des tubes soudés bout à bout.

Afin de quantifier l'influence de cette variation de géométrie sur la répartition des contraintes, des simulations ont été réalisées afin de représenter fidèlement la géométrie des cordons de soudure considérant des matériaux homogènes dans un premier temps. L'objectif ici étant uniquement de comprendre l'influence de la géométrie sur le champ de contraintes ces simulations ont été réalisées avec un modèle purement élastique. Une étude paramétrique a été menée afin de varier les différentes spécificités de la géométrie des cordons de soudure : largeur, hauteur, espacement entre les vagues et rayon de courbure des vagues. Ces simulations ont été réalisées après mesure dimensionnelle au pied à coulisse (sur épaisseur, largeur et taille des vagues) d'un grand nombre de cordons afin d'avoir une géométrie moyenne approximative.

La figure 11 montre deux géométries utilisées pour réaliser ces simulations pour lesquelles le seul paramètre qui varie est l'espacement entre les vagues des cordons de soudure : plus resserré à gauche et plus espacé à droite.

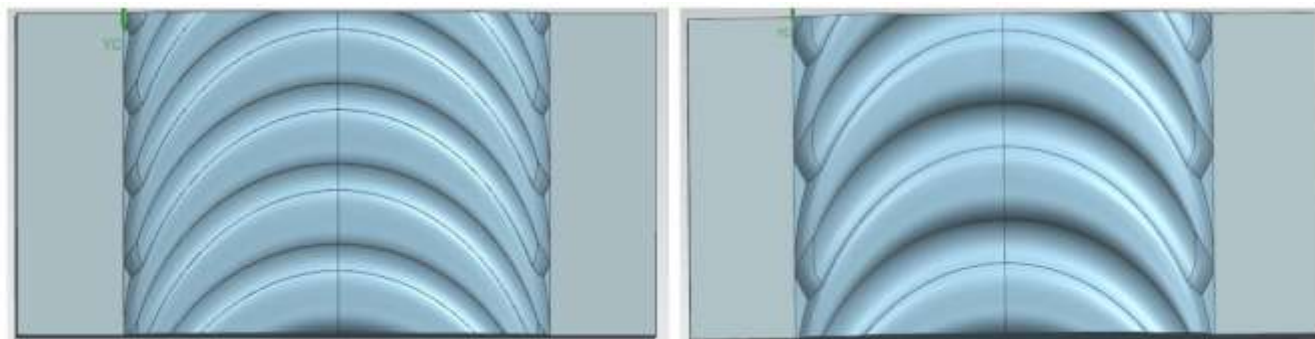


Figure 11 : exemple de géométries utilisées pour les simulations. Espacement des vagues : 2mm à gauche et 3mm à droite

De plus deux cordons de soudure ont été scannés en 3D afin de réaliser une comparaison avec la géométrie « idéalisée » présentée à la figure 11. Les scans ont été réalisés au moyen d'un scanner laser 3D avec une résolution de 0.1 mm. Les nuages de points obtenus ont ensuite été traités dans SpaceClaim afin de reconstruire une pièce 3D (figure 12).

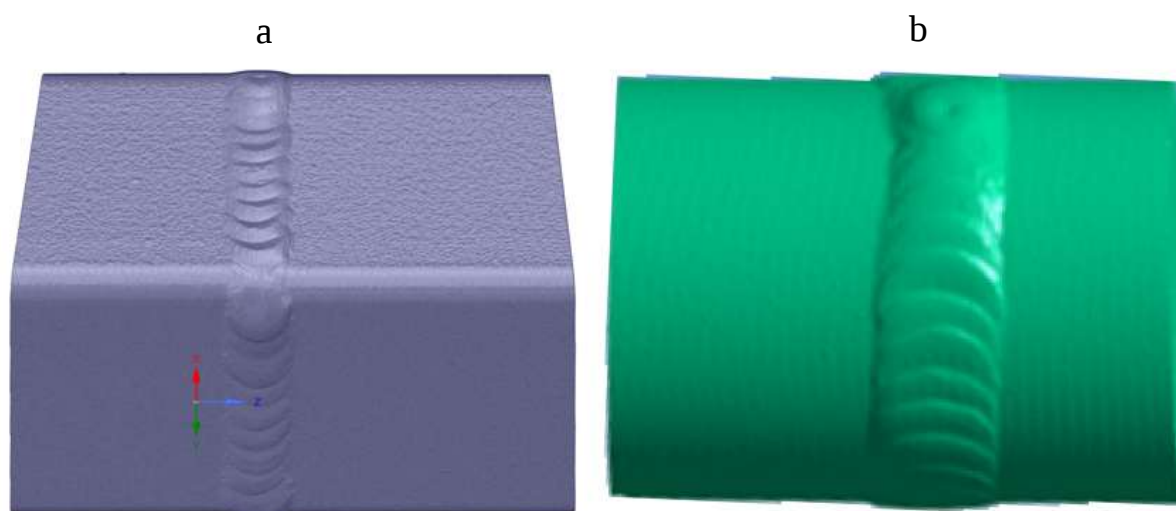


Figure 12 : Scan 3D de deux cordons de soudure, réalisé sur des tubes carrés (a) et ronds (b) soudés bout à bout.

Pour cette étude, le cas simulé était celui de deux tôles soudées et soumises à un effort de traction. Comme expliqué précédemment, l'objectif était de faire varier les différentes caractéristiques géométriques des cordons de soudure afin de comprendre leurs influences sur la répartition des contraintes, notamment en pied de cordon. Sur les quatre paramètres listés précédemment, il est rapidement apparu que le plus influent était la hauteur du cordon de soudure par rapport à la tôle (la surépaisseur). En effet, la courbure, l'espacement des vagues

ainsi que la largeur du cordon n'ont presque pas d'influence sur la répartition des contraintes en pied de cordon.

Il ressort finalement de cette étude que le paramètre le plus influent est l'angle formé par le métal de base et le cordon de soudure en pied de cordon. Effectivement, plus cet angle est vif plus la concentration de contraintes est importante. Parmi les spécificités géométriques testées, c'est la surépaisseur du cordon qui a l'influence la plus importante sur cet angle et donc sur la concentration de contraintes en pied de cordon. De plus la concentration de contrainte observée en pied de cordon n'est présente qu'en surface et pas dans la profondeur de la pièce. Bien qu'il soit possible de mesurer cet angle sur un modèle numérique, la mesure expérimentale est complexe à cause des irrégularités du cordon de soudure. Il a donc été choisi de relier la concentration de contraintes à un paramètre macroscopique facilement mesurable et pilotable d'un point de vue industriel, dans notre cas c'est la surépaisseur du cordon de soudure par rapport au métal de base qui a été retenue.

La figure 13 présente l'évolution de la contrainte en pied de cordon. On peut remarquer que le coefficient de concentration de contraintes atteint un palier à partir de 1.5mm de dépassement du cordon par rapport au métal de base.

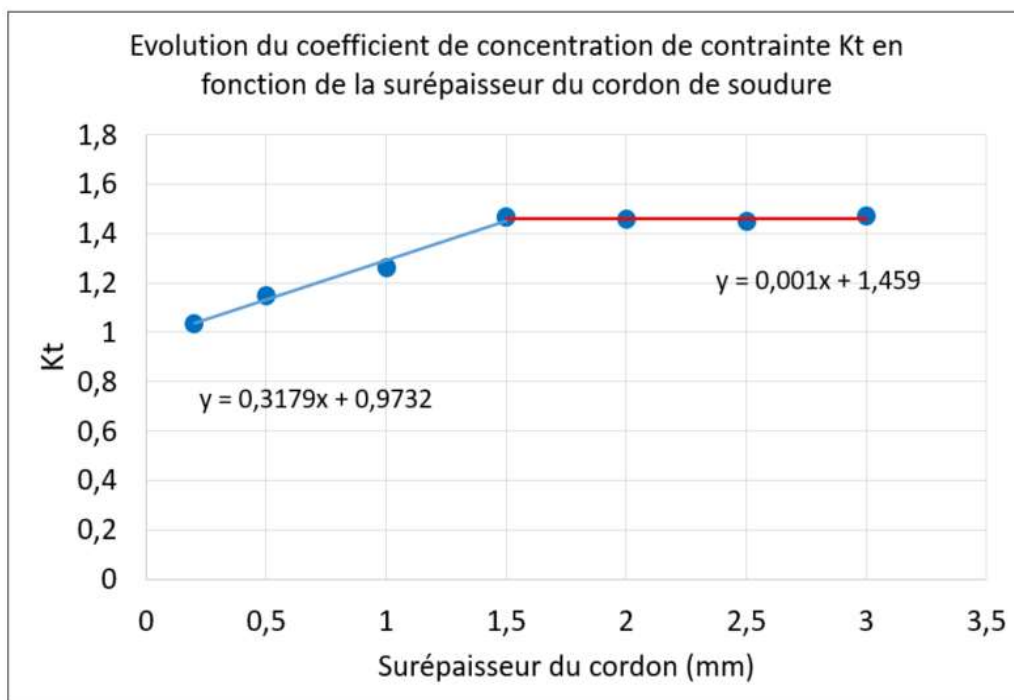


Figure 13 : Evolution du coefficient de concentration de contrainte en pied de cordon en fonction de la surépaisseur de celui-ci.

Cette étude paramétrique met en évidence l'influence de la géométrie du cordon de soudure et en particulier de la surépaisseur de celui-ci sur la concentration de contrainte en pied de cordon. Cela montre que, pour réduire le risque de fissuration dans les zones soudées, une attention particulière doit être apportée à la géométrie des cordons de soudure. Cette géométrie particulière (surépaisseur et vagues en surface) est intrinsèquement liée au procédé de

fabrication utilisé et à la structure étudiée. Ces résultats ouvrent donc la réflexion sur l'utilisation d'une autre méthode de soudage, par exemple.

Cette information était déjà partiellement connue en interne chez Decathlon mais sans avoir été quantifiée jusqu'à présent. En effet, il était d'usage de réaliser une opération de refusion (ou smooth welding en anglais) de certains cordons de soudure présentant des fissurations précoces en pied de cordon. Cette opération consiste en une deuxième application de la source de chaleur sur le cordon de soudure après sa fabrication, mais sans apport de matière supplémentaire. Cela permet de lisser la géométrie en effaçant les vagues présentes en surface et en réduisant la surépaisseur du cordon.

L'étude paramétrique a montré que la géométrie du cordon, et en particulier la hauteur et donc l'angle en pied de cordon, peut modifier significativement l'état de contraintes local. En effet, ces paramètres induisent la formation d'un état de chargement en pied de cordon, responsable d'une concentration de contraintes avec un coefficient K_t pouvant atteindre 1,45 par rapport à une configuration sans surépaisseur marquée. À l'inverse, la morphologie ondulée en surface (vagues) n'a qu'une influence négligeable sur ce phénomène.

1.3.2 Caractérisation des sollicitations mécaniques appliquées

Le second point étudié d'un point de vue macroscopique a été la nature du chargement réellement appliqué sur les cadres de vélo au cours des essais normatifs, et notamment au cours de l'essai simulant le pédalage. Pour cet essai, le cadre est fixé à une structure rigide et deux vérins viennent appliquer alternativement une force de chaque côté du cadre afin de simuler un effort représentatif du pédalage. Le montage et les paramètres de ces essais seront décrits de manière plus complète dans le chapitre 5 de ce manuscrit. La figure 14a permet d'illustrer succinctement le montage d'un cadre de vélo pour les essais de pédalage.

Des études en fatigue ont déjà été menées par Decathlon sur des tubes soudés avec différents angles dans le but de créer une structure représentative des cadres de vélo. Pour ces études, une fois la soudure réalisée, les deux bras des éprouvettes étaient ensuite sollicités afin de les « écarter ». Les résultats de ces précédentes études sont actuellement utilisés en simulation pour

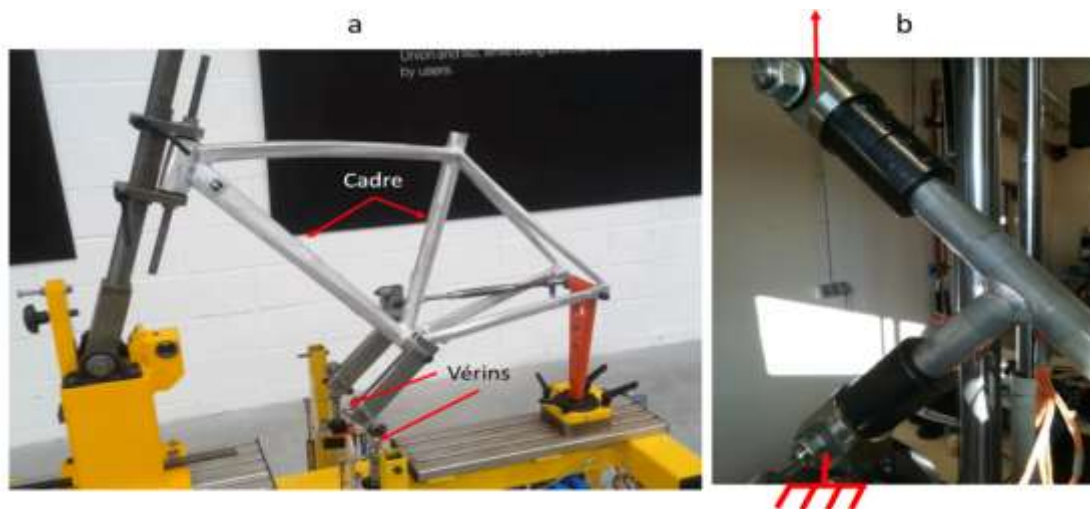


Figure 14 : (a) montage expérimental pour un essai de pédalage. (b) exemple d'éprouvette soudée à 90° pour les études précédentes en fatigue menée en interne par Decathlon.

le dimensionnement en fatigue des cadres de vélo. La figure 14b ci-dessous présente un exemple d'une éprouvette soudée à 90° et soumise à des essais de fatigue.

Quantification des sollicitations multiaxiales

La question qui se pose ici est de représenter le caractère multiaxial du chargement imposé au cadre de vélo. En effet, les précédentes études, bien que réalisées sur des structures de forme et de dimensions représentatives des cadres de vélo, ont été menées avec un seul axe de sollicitation.

L'analyse des différentes simulations utilisées chez Decathlon afin de prédire la durée de vie des cadres de vélo a permis de mieux comprendre le type de chargement imposé. En effet, notre objectif est de reproduire le plus fidèlement possible les essais réalisés sur les cadres de vélo en fonction des moyens d'essais à notre disposition.

Le cadre choisi comme référence est un cadre de VTT 26 pouces de géométrie classique. Ce modèle a été choisi pour sa géométrie relativement simple et sa composition. Une attention particulière est portée au niveau du boîtier de pédalier, c'est la zone la plus fortement sollicitée au cours des essais de pédalage. La géométrie du cadre choisi et les conditions aux limites de la simulation sont présentées sur la figure 15.



Figure 15 : Géométrie du cadre choisi et visualisation des conditions aux limites de la simulation

Les simulations représentent au mieux, macroscopiquement, les essais réalisés au sein du laboratoire : le cadre est fixé au niveau des bases arrières et au niveau du tube de direction sur des éléments infiniment rigides de mêmes dimensions que les roues et la vraie fourche utilisées sur ce type de vélo. Ensuite, de fausses pédales sont fixées au niveau du boîtier de pédalier et des efforts sont appliqués au bout de ces pédales, reproduisant le test normatif. Le modèle de comportement utilisé pour ces simulations est purement élastique. La figure 16 présente les résultats pour quelques points au niveau du boîtier de pédalier pour un niveau d'effort de 1200N qui correspond aux efforts appliqués pendant les essais.

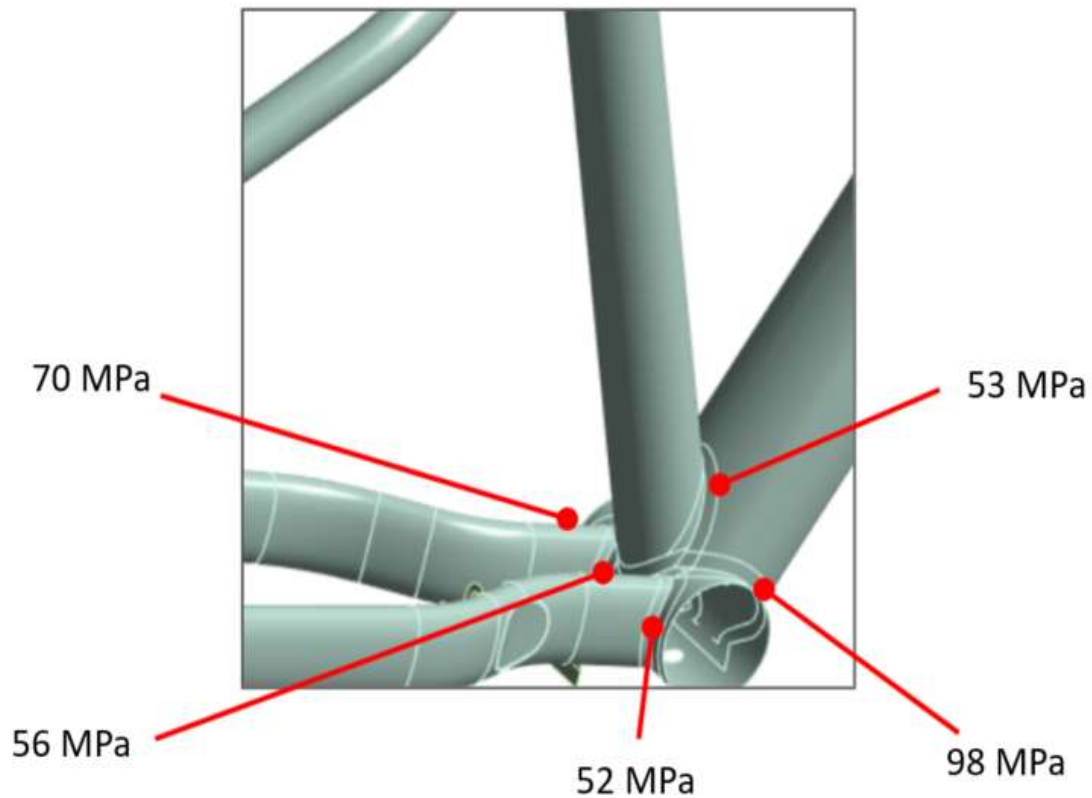


Figure 16 : Contraintes maximales principales pour différents points au niveau du boîtier de pédalier

La simulation du pédalage à droite et à gauche (application de l'effort par le vérin de droite ou de gauche) montre des différences dans la répartition des contraintes et dans le taux de bi-axialité au niveau du boîtier de pédalier selon le côté d'application de l'effort (Figure 17).

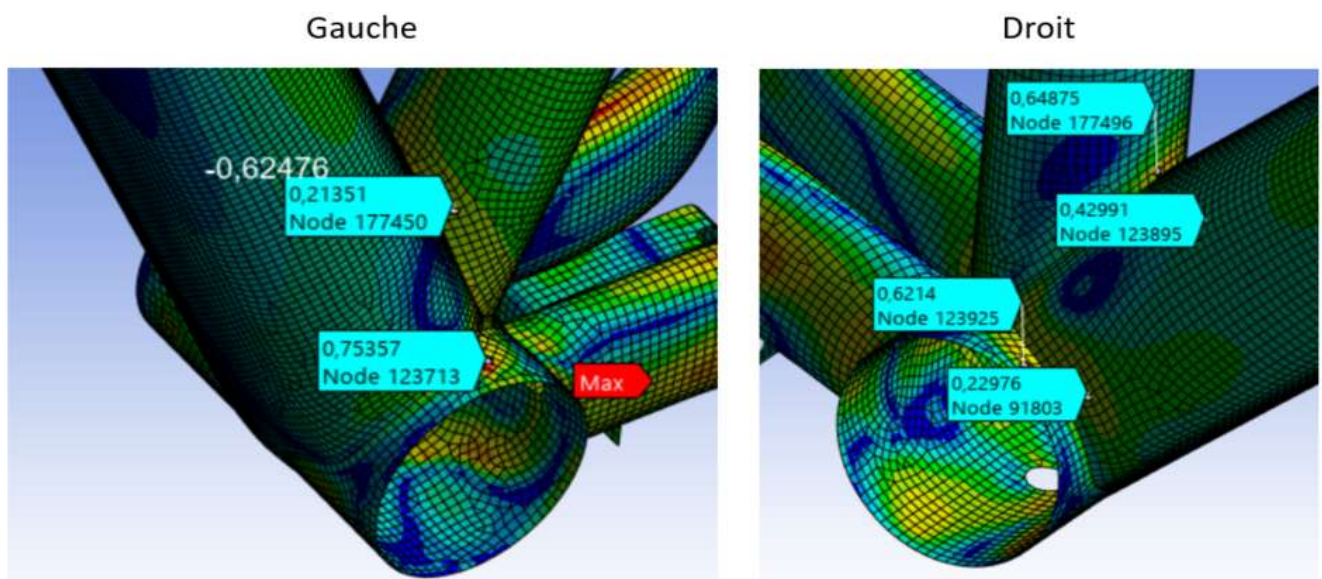


Figure 17 : Variation du taux de biaxialité au niveau du boîtier de pédalier pendant un essai de pédalage.

On constate une variabilité importante du taux de biaxialité au cours de l'essai de pédalage qui traduit la présence d'un chargement multiaxial évoluant au cours du temps. Le taux de biaxialité varie globalement de 0.25 à 0.75 au cours de l'essai.

Dans le cadre de cette étude le taux de biaxialité est défini comme le rapport entre la contrainte principale de plus faible magnitude et la contrainte principale de plus grande magnitude, la contrainte principale la plus proche de zéro étant ignorée. Une biaxialité de zéro correspond à une contrainte uniaxiale, une valeur de -1 correspond à un cisaillement pur et une valeur de 1 correspond à un état biaxial pur.

Au vu des résultats de ces simulations, des précédents essais déjà menés en interne et des moyens d'essais à notre disposition, il a finalement été décidé de réaliser des essais de fatigue multiaxiale en traction-torsion combinée et de piloter les efforts relatifs entre les deux axes, afin d'obtenir des chargements les plus représentatifs possibles des essais de pédalage. L'objectif sera donc de réaliser une série avec un taux de biaxialité de 25% et une autre avec un taux de biaxialité de 75% afin d'englober l'étendue des variations constatées plus haut. Ces essais multiaxiaux, basés sur les constations réalisées ici, seront détaillés dans le chapitre 5.

1.4 Caractérisation microscopique des zones soudées

Après avoir mis en évidence l'influence de la géométrie des cordons de soudure et la présence d'un chargement multiaxial au niveau macroscopique, nous allons maintenant nous attacher à quantifier l'influence de la soudure d'un point de vue microscopique. L'objectif ici est de caractériser les hétérogénéités locales au niveau des zones soudées. Pour cela, des micrographies des essais de microdureté et des analyses chimiques par EDS seront réalisés.

1.4.1 Analyse micrographique et caractérisation des microstructures.

Afin de réaliser les micrographies, des éprouvettes ont été prélevées sur des tubes soudés bout à bout, représentatifs des cadres de vélo ainsi que sur des decks de trottinette. Ces deux types d'éprouvettes sont composés d'aluminium 6061/4043 et ont subi un traitement thermique de type T6.

Après la découpe des éprouvettes, celles-ci ont été polies jusqu'à une granulométrie de $1\mu\text{m}$ et ont ensuite subi une attaque chimique au réactif de Keller (2.5% HNO_3 , 1.5% HCl , 1% HF , 95% H_2O).

La visualisation de la microstructure des zones soudées a permis de mettre en évidence des différences majeures entre le cordon de soudure et le métal de base. En effet dans le métal de base on retrouve une microstructure typique des alliages d'aluminium 6061, avec des grains equiaxes de grande taille avec des précipités de Mg_2Si répartis dans la matrice d'aluminium (figure 18).

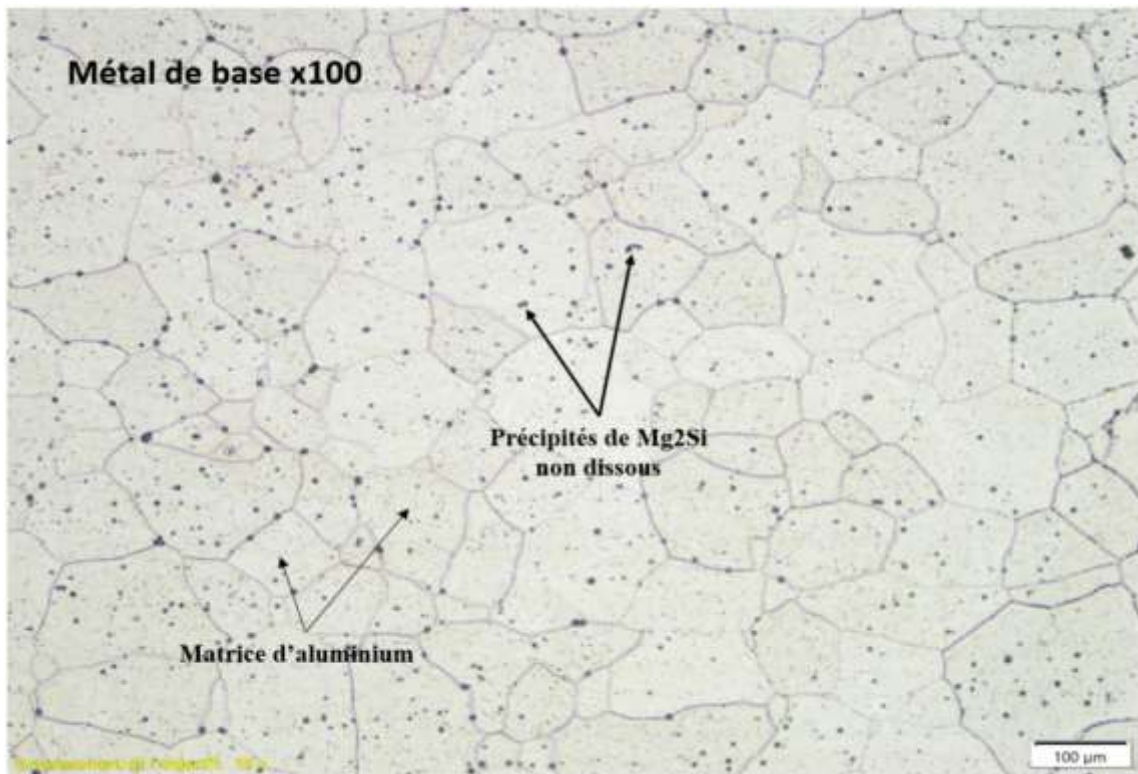


Figure 18 : Microstructure dans le métal de base.

Au contraire, dans le cordon de soudure on observe une microstructure dendritique typique du refroidissement rapide d'une zone fondue après le soudage (figure 19).

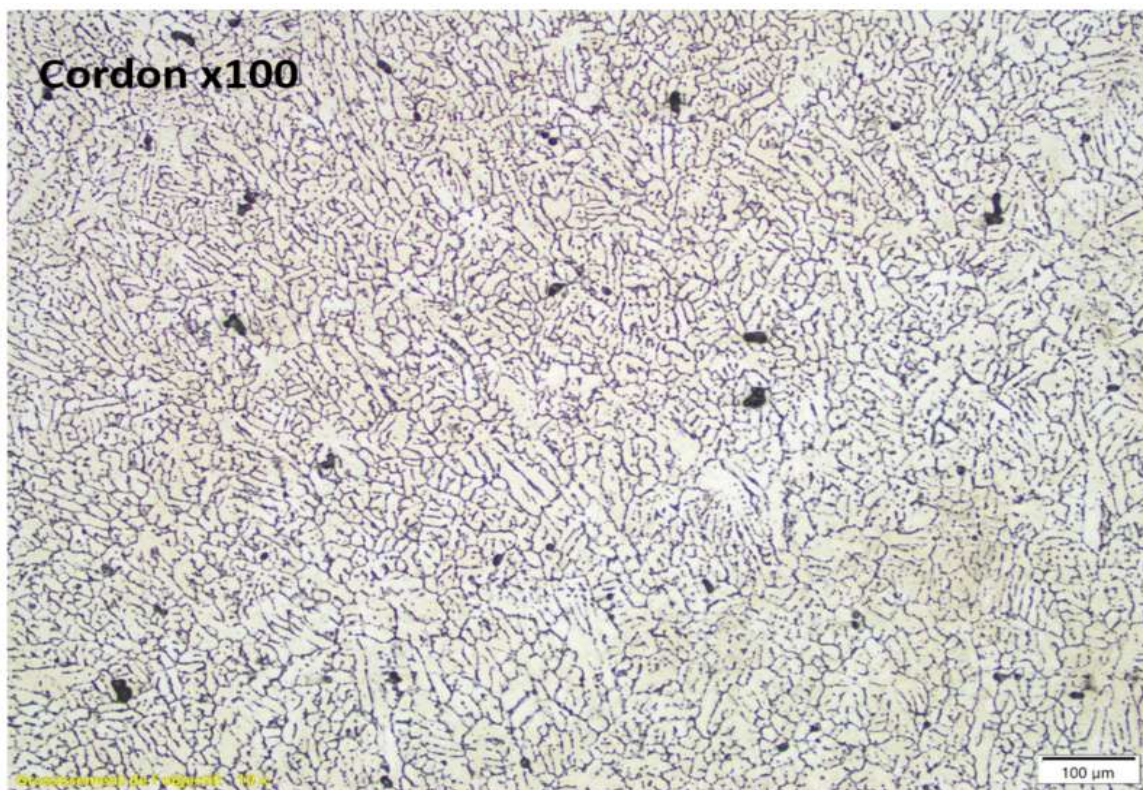


Figure 19 : microstructure dendritique plus hétérogène dans le cordon de soudure.

D'autre part, on peut noter que la transition entre la microstructure du cordon et celle de métal de base est abrupte, ce qui ne permet pas de distinguer la largeur de la ZAT par une observation visuelle des micrographies (figure 20).

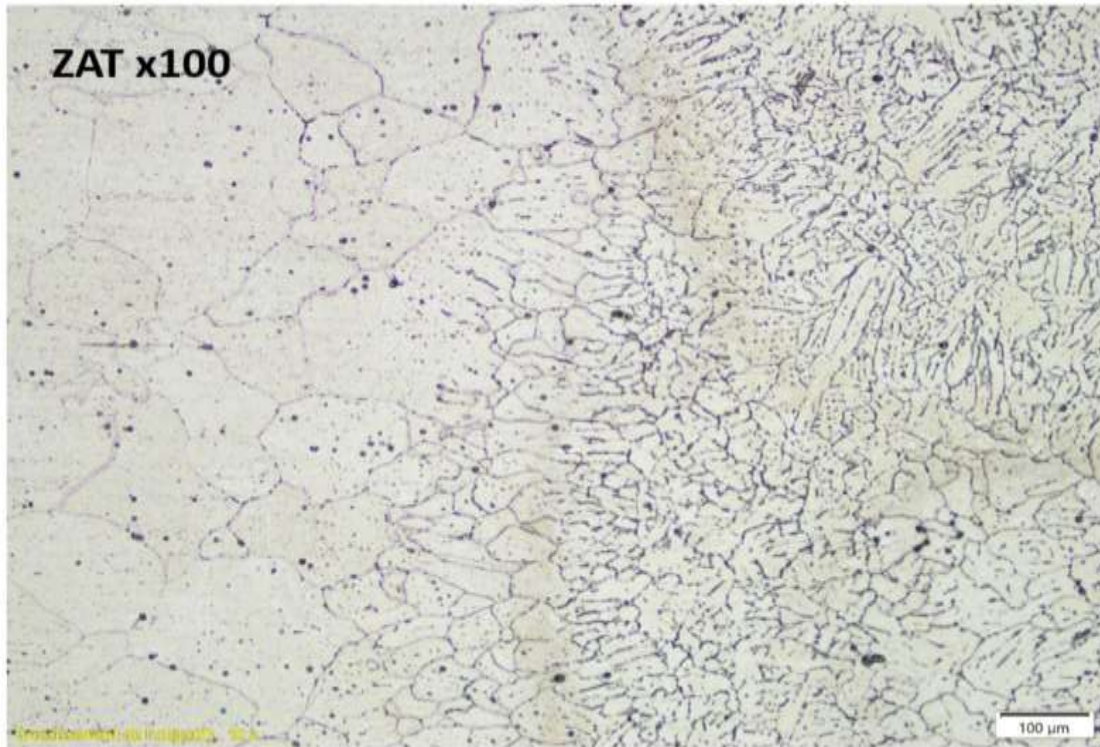


Figure 20 : Transition entre la microstructure du métal de base et celle du cordon de soudure au niveau de la ZAT.

En réalisant des images de plus grandes dimensions, via l'utilisation de la fonction 'stitching' intégrée au microscope utilisé pour la réalisation des micrographies, on a la possibilité d'observer la totalité de la zone soudée sur une seule image. On peut alors voir des hétérogénéités au sein de la zone fondue. En effet, on remarque que la microstructure n'est pas la même en tous points du cordon de soudure cela pourrait indiquer des variations de propriétés mécaniques au sein de cette zone (en rouge sur la figure 21). Ces variations de microstructure pourraient provenir de différences de vitesse de refroidissement au sein du cordon de soudure.

De plus, dans certaines zones proches du cordon de soudure on remarque une diminution de la taille de grain dans le métal de base. Ces variations ne sont cependant pas homogènes de part et d'autre du cordon (figure 22). La soudure a donc un impact important sur la microstructure de la zone soudée. Il est également intéressant de constater que dans certaines parties de la ZAT, les précipités de Mg_2Si sont concentrés au niveau des joints de grain. Cela indique donc une diminution de la dissolution de ces précipités dans la matrice d'aluminium dans certaines parties de la zone soudée.

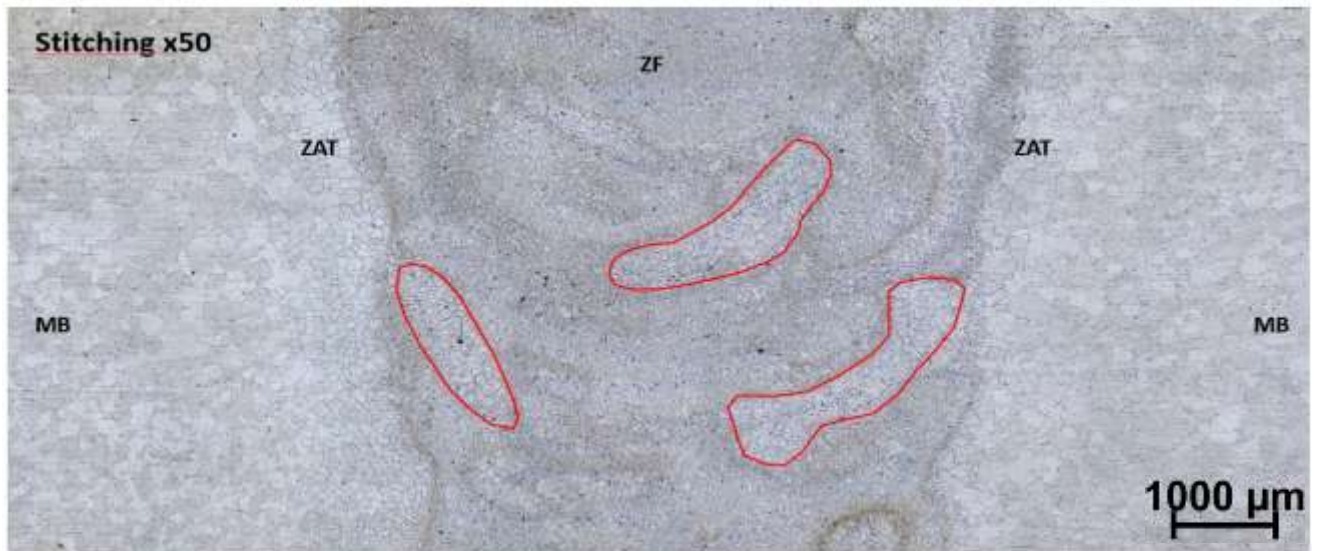


Figure 22 : microstructure globale de la zone soudée avec visualisation des hétérogénéités dans la zone fondue.

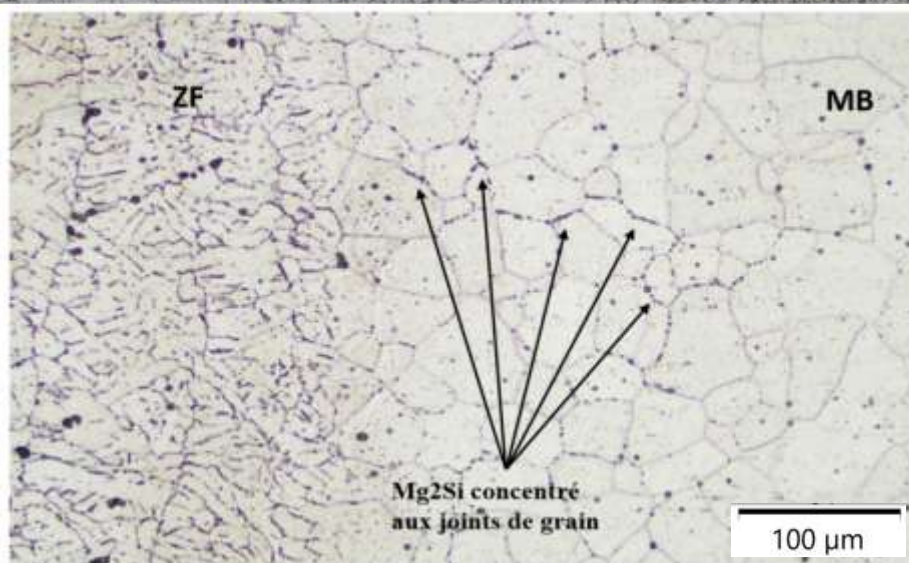
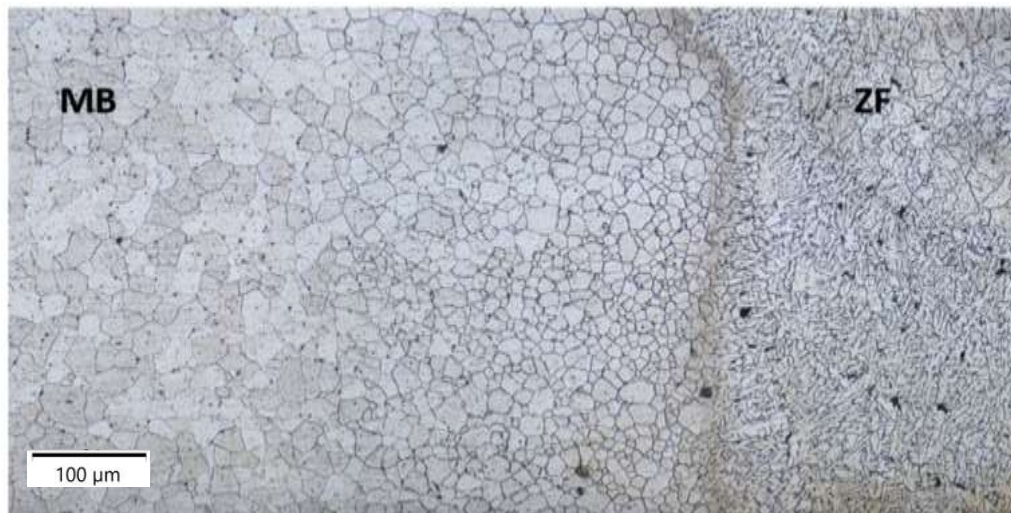


Figure 21 : Exemple de diminution de la taille des grains dans la ZAT à gauche et concentration des précipités de Mg_2Si au niveau des joints de grains à droite.

En résumé, l'analyse micrographique met en évidence que la zone fondue ne présente pas une microstructure homogène : elle varie significativement selon la position dans le cordon, en raison des différences locales de gradient thermique et de vitesse de refroidissement lors du soudage. Ces observations, complétées par l'identification de la zone affectée thermiquement (ZAT), confirment que l'assemblage soudé doit être considéré comme un matériau hétérogène, composé de sous-régions aux microstructures et donc aux propriétés mécaniques distinctes. La variabilité locale des caractéristiques, tant dans le cordon que dans la ZAT, constitue un enjeu majeur pour l'évaluation de la durabilité en fatigue. Ces résultats justifient ainsi la nécessité d'une caractérisation complémentaire par microdureté et analyse chimique (EDS) afin de relier ces hétérogénéités microstructurales aux propriétés mécaniques et de préparer une modélisation plus réaliste du comportement global des assemblages soudés.

1.4.2 Mesure de microdureté Vickers

Afin de commencer à quantifier les différences de propriétés mécaniques entre les différentes parties de la zone soudée, des essais de microdureté ont été réalisés sur plusieurs éprouvettes provenant de différents types de produits. Des essais ont été menés sur des éprouvettes prélevées dans des decks de trotinettes et des tubes soudés bout à bout (donc sur des surfaces planes). Dans les deux cas, les éprouvettes testées correspondaient aux spécifications décrites au début de ce chapitre (soudage TIG, 6061 avec traitement T6). Tous les essais de dureté ont été menés en suivant la norme HV0.1 (NF EN ISO 6507-1), c'est-à-dire avec une force appliquée de 0,98 N avec un temps d'application de 10 secondes avant relâchement.

Dans un premier temps, des mesures ont été réalisées aléatoirement dans le cordon, puis dans le métal de base afin de vérifier l'homogénéité de chaque zone. Au total, 180 points ont été pris pour le métal de base et 90 dans le cordon de soudure, le tout réparti sur plusieurs échantillons. Nous avons deux fois plus de points pour le métal de base, car pour chaque échantillon, des mesures ont été réalisées de part et d'autre du cordon de soudure. Les résultats de toutes ces mesures sont résumés dans le tableau 4 ci-dessous qui présente les résultats obtenus pour chacune des 4 éprouvettes testées.

Tableau 4 : Résultats des essais de microdureté pour les 4 éprouvettes testées.

Dureté Vickers	Métal de base (HV)	Zone fondue (HV)
Moyenne Ep1	110,6	104,5
Ecart type Ep1	4,6	4,4
Moyenne Ep2	116,9	105,1
Ecart type Ep2	4,2	4,4
Moyenne Ep3	114,6	108,6
Ecart type Ep3	3,6	6,9
Moyenne Ep4	114,4	114,6
Ecart type Ep4	4,7	6,4
Moyenne globale	113,7	111,4
Ecart type global	5,0	5,5

La valeur de dureté attendue pour l'aluminium 6061 avec traitement thermique T6 est de l'ordre de 110 HV en fonction des paramètres du T6 (Tan et Said, 2009). Les résultats obtenus montrent la qualité et l'efficacité du traitement thermique ; en effet, si le durcissement structural n'avait pas fonctionné correctement, la dureté serait beaucoup plus faible, de l'ordre de 60 à 80 HV. De plus, on remarque une faible différence en termes de dureté entre le métal de base et la zone fondue, avec seulement quelques points de différence sur la valeur moyenne. Cet écart provient de la différence de composition chimique entre les deux zones. En effet, l'alliage d'aluminium 4043 n'a pas de propriétés durcissantes au cours du traitement thermique. Un écart aussi faible montre la « bonne qualité » des soudures réalisées. En effet, même dans le cordon de soudure, on note que la dureté n'est que peu diminuée par rapport au reste de la structure.

Suite à ces premières mesures de dureté, des essais de microdureté par filiation ont été menés afin de pouvoir réaliser des profils de dureté partant du métal de base jusqu'au cordon de soudure. Le but de ces filiations est l'identification de la ZAT, sa largeur et sa position.

Des filiations ont été réalisées sur une éprouvette de forme classique prélevée sur un deck de trottinette. En tout, trois séries de mesures ont été réalisées dans la hauteur du cordon séparée de 2mm chacune. Les points de mesure sont écartés les uns des autres de 0.5mm (figure 23) afin de ne pas perturber les mesures entre elles.

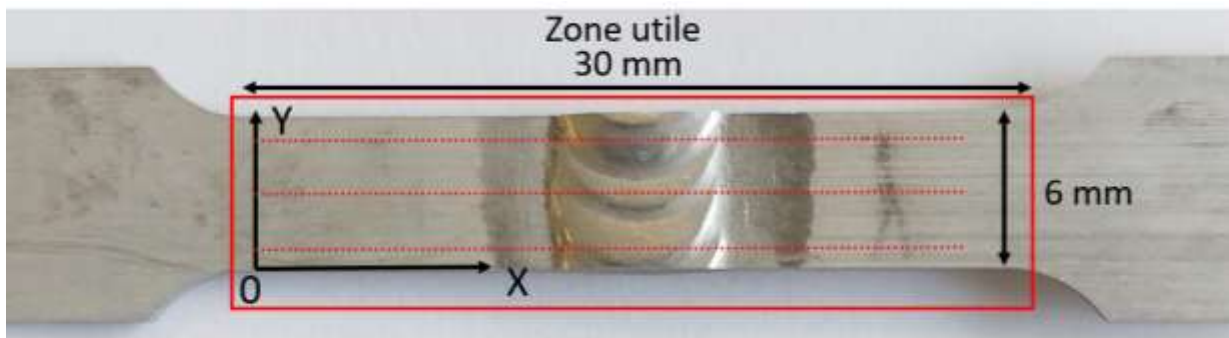


Figure 23 : Schéma de réalisation des filiations de microdureté dans la zone utile de l'éprouvette.

La réalisation de ces trois filiations a permis l'établissement d'une cartographie de dureté sur cette éprouvette. La figure 24 représente les résultats obtenus pour chacune des trois filiations et la position de cordon de soudure dans chaque cas.

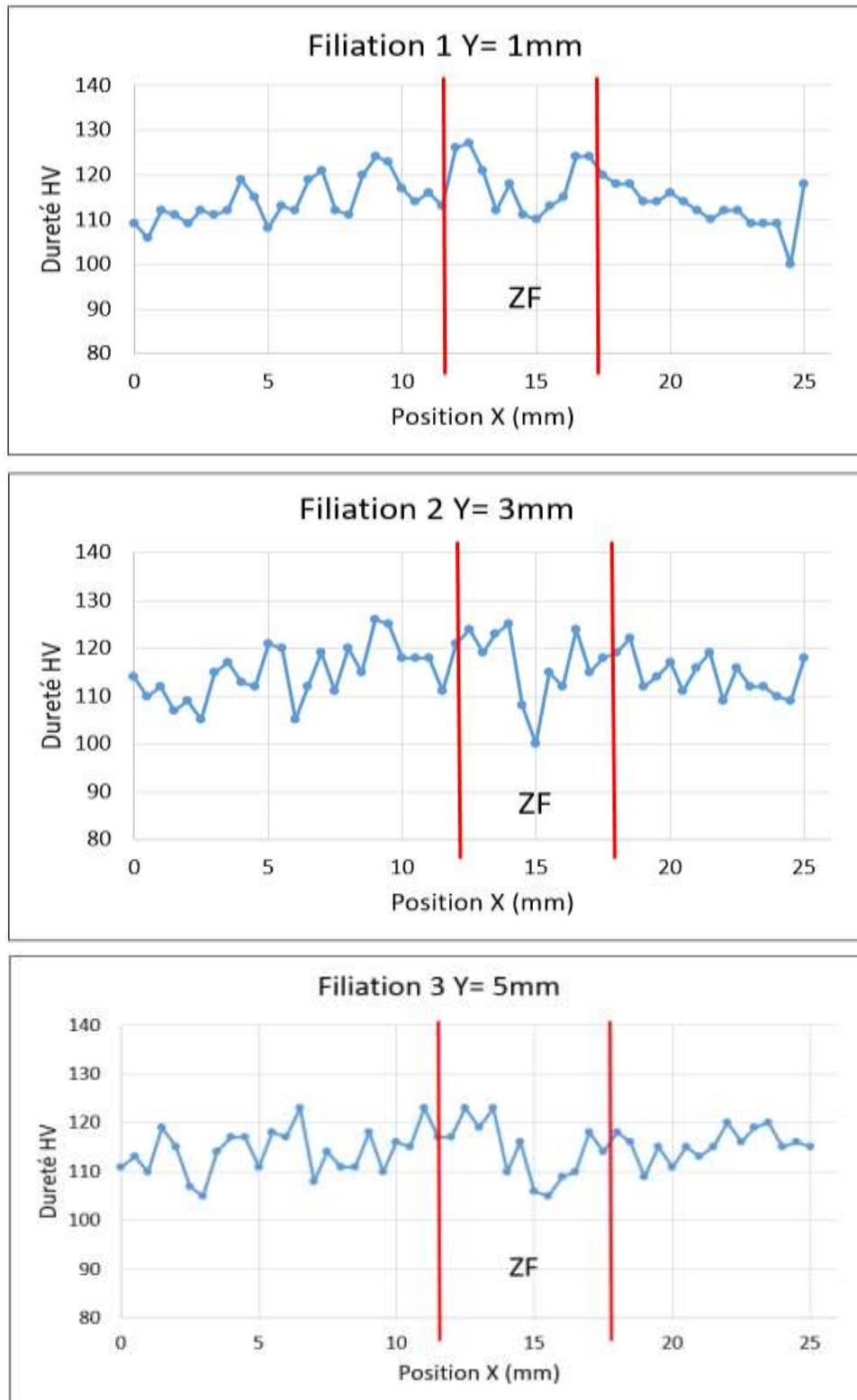


Figure 24 : Filiation de dureté, les traits rouges représentent les limites du cordon de soudure pour chacune des 3 filiations de micro-dureté.

Les résultats sont cohérents avec les autres mesures, en effet on remarque une légère diminution de la dureté dans le cordon et une dureté moyenne de l'ordre de 115 HV.

Suite à ces trois premières filiations de dureté, la largeur de la ZAT n'a pas pu être clairement identifiée. En effet, on ne remarque pas de baisse significative de la dureté dans les zones proches des cordons de soudures, or d'après la littérature, une zone plus souple que le métal de base et le cordon de soudure était attendue de part et d'autre de l'assemblage soudé. Ce phénomène, typique des alliages d'aluminium durcissables par précipitation comme le 6061, est attribué au cycle thermique de soudage. En effet, la ZAT est portée à des températures élevées, mais insuffisantes pour une fusion. Cela a pour conséquence de provoquer un survieillissement de la microstructure, où les précipités renforçant de la phase Mg_2Si grossissent et perdent en efficacité, entraînant une diminution de la dureté et de la résistance du matériau (Hirose et al., 1999). L'absence d'une telle zone adoucie dans les résultats de ces essais de microdureté suggère que la caractérisation de la ZAT nécessite une approche expérimentale plus fine et potentiellement plus localisée.

Dans le but de réussir à quantifier la largeur de la ZAT, de nouvelles filiations ont été réalisées avec, cette fois, un écart de 0,25 mm entre deux empreintes d'indentation. Cette distance entre deux points est le minimum possible dans notre cas et avec le matériel utilisé. En effet, dans le cas des matériaux avec une dureté faible comme l'aluminium, il est conseillé de garder au moins 6 fois la taille d'une empreinte entre deux points afin de garantir que les mesures ne s'affectent pas entre elles. Dans notre cas les empreintes ont une taille de l'ordre de 40 μm , une distance de 250 μm a donc été respectée entre deux points.

Ces nouvelles filiations ont été réalisées de manière plus ciblée autour des cordons de soudure, en partant de l'hypothèse que si la ZAT n'avait pas été détectée la première fois, c'est que celle-ci est probablement très fine. Il n'y avait donc a priori pas d'intérêt à réaliser des filiations sur de grandes distances comme les premières. Malheureusement, cette fois encore, on ne remarque pas de variation de dureté particulière dans les zones proches des cordons de soudure. La figure 25 illustre la dureté sur certains des points de mesure avec un intervalle de 0,25 mm.

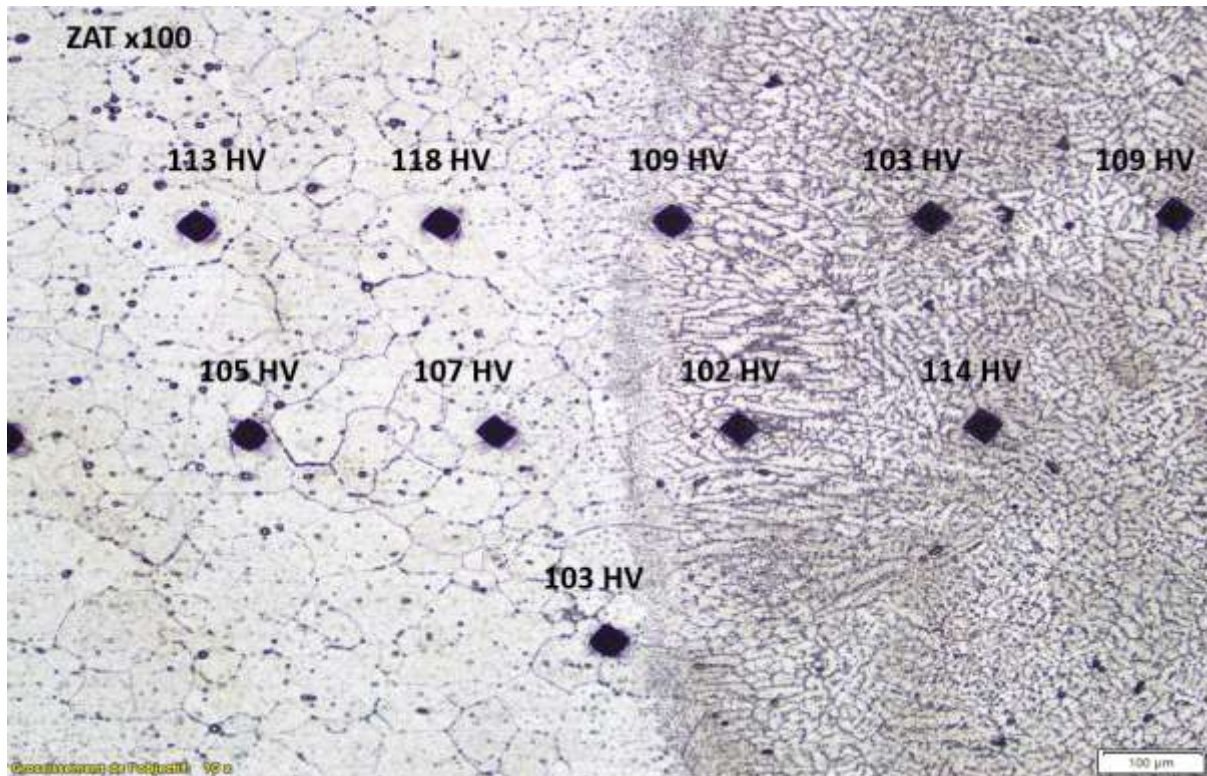


Figure 25 : Exemple de filiations plus fines au niveau de l'interface ZAT/ZF

Les essais de microdureté Vickers réalisés sur plusieurs éprouvettes n'ont pas permis de distinguer clairement la taille ni la position de la zone affectée thermiquement (ZAT). Deux explications peuvent être avancées.

La première hypothèse est que la ZAT est extrêmement fine, avec une largeur inférieure à 250 µm. Dans ce cas, sa mise en évidence nécessiterait des essais de dureté à plus haute résolution, idéalement par des tests de nano-dureté réalisés à proximité immédiate du cordon. Cependant des essais à une échelle aussi réduite ne semblent pas pertinents dans l'optique de la réalisation d'un modèle numérique des zones soudées. En effet, la prise en compte numérique d'une ZAT d'épaisseur inférieure à 250 µm impliquerait soit un maillage très raffiné, soit une approche multi-échelle, ce qui excéderait les ressources de calcul compatibles avec les applications industrielles visées.

La seconde hypothèse repose sur l'efficacité du traitement thermique T6. Les variations de propriétés mécaniques induites par le cycle thermique du soudage peuvent être partiellement annulées par le traitement post-soudage, en particulier grâce au durcissement structural du 6061. Dans cette configuration, la ZAT existerait mais sans contraste marqué de dureté avec le métal de base et le cordon, rendant son identification difficile par microdureté classique.

Au vu de la largeur du cordon et des mécanismes métallurgiques connus, les dimensions attendues de la ZAT étaient plutôt de l'ordre de quelques millimètres. C'est donc la seconde hypothèse qui est retenue pour la suite de la thèse.

1.4.3 Analyse chimique par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS)

En complément des essais de microdureté, une analyse chimique de la zone soudée a été réalisée afin de quantifier la diffusion des éléments du métal d'apport dans le métal de base. La volonté de réaliser ces analyses est motivée par les résultats des essais de microdureté et par une analyse visuelle des soudures. En effet, on remarque une zone de couleur différente de part et d'autre des cordons de soudure en surface des éprouvettes (figure 26). Dans un premier temps notre hypothèse était que cette « zone grise » pouvait correspondre à la ZAT.



Figure 26 : Différence d'aspect en surface autour des cordons de soudure.

Cette différence de couleur en surface pourrait être le résultat d'une différence d'oxydation et donc d'une composition chimique différente dans cette zone. Afin de confirmer cela, des analyses de composition chimique par EDS ont été réalisées pour vérifier la diffusion des éléments du métal d'apport dans le métal de base.

Afin de réaliser ces analyses chimiques, des indentations ont été faites de part et d'autre de la zone d'intérêt avant le polissage de l'éprouvette, pour pouvoir la repérer par la suite. Les analyses ont été réalisées sur un MEB Hitachi SU3800.

Au vu des faibles différences de composition entre le métal d'apport et le métal de base, l'analyse chimique sera focalisée sur le taux de silicium et de magnésium. En effet, au vu de la précision de l'analyse (environ 0,5 %), les différences de composition des autres éléments ne seraient pas significatives.

Les images ont été prises avec un temps d'exposition de 80 secondes et une tension d'accélération de 15 KeV pour les analyses chimiques.

Sur la figure 27, on peut voir que grâce aux indentations, il a été possible de repérer la limite de la « zone grise » même après polissage. À partir de cette référence, 3 analyses chimiques ont été effectuées : l'une du côté droit des indentations, correspondant au métal de base, et deux du côté gauche, afin d'analyser respectivement la zone suspectée de présenter une variation de composition et le cordon de soudure.

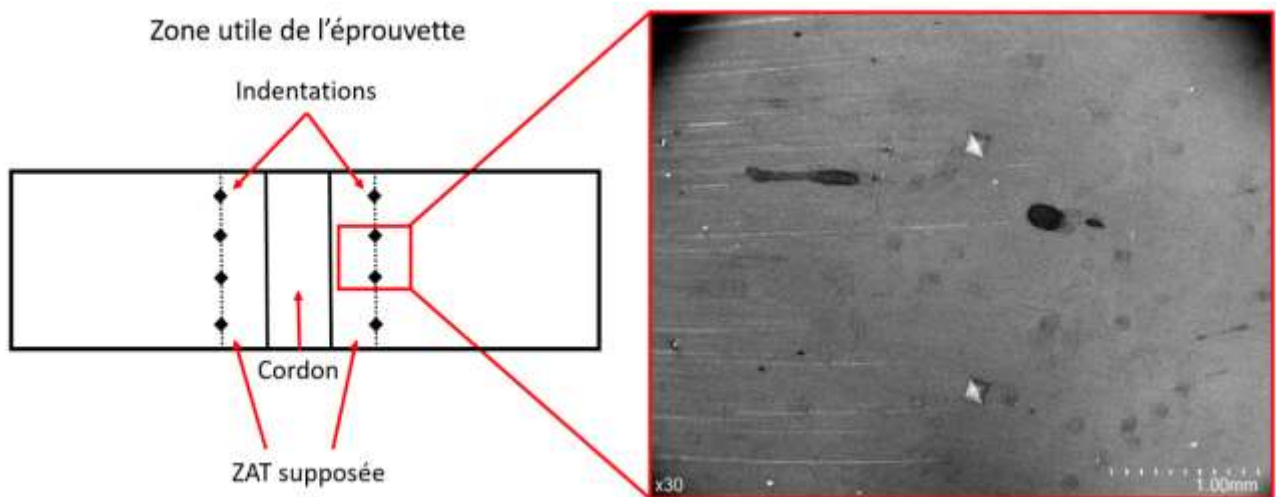


Figure 27 : Repérage de la limite de la zone d'intérêt grâce aux indentations.

Pour chaque cas une analyse globale de la zone a été réalisée suivi par une série d'analyses ponctuelles réparties sur la surface de la zone. Les figure 28, 29 et 30 présentent les positions de mesure pour les 3 analyses sur la zone utile de l'éprouvette.

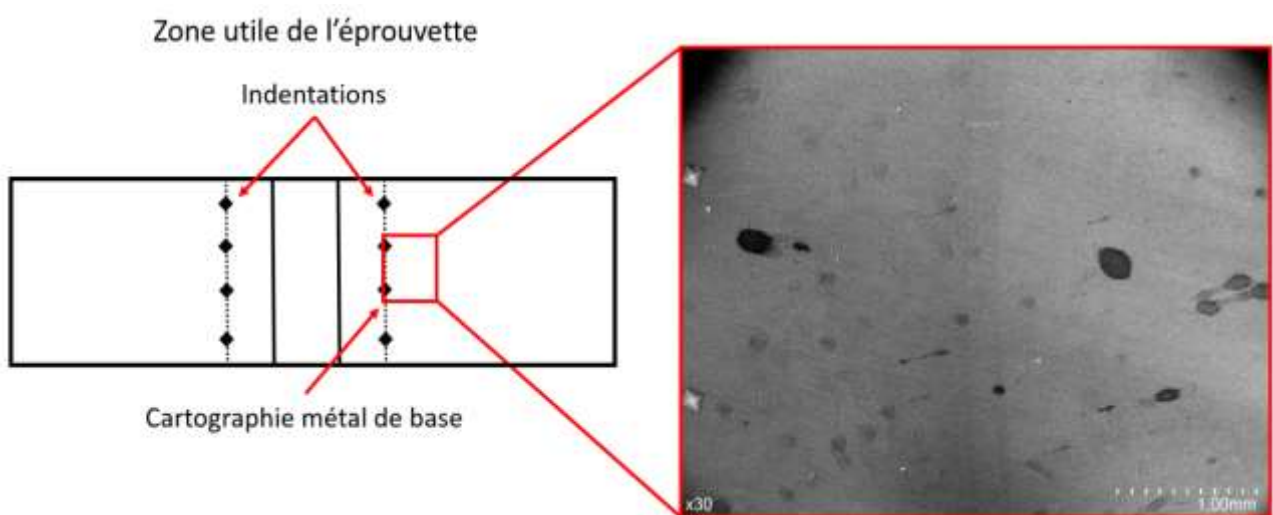


Figure 28 : Position de l'analyse chimique dans le métal de base sur la zone utile de l'éprouvette.

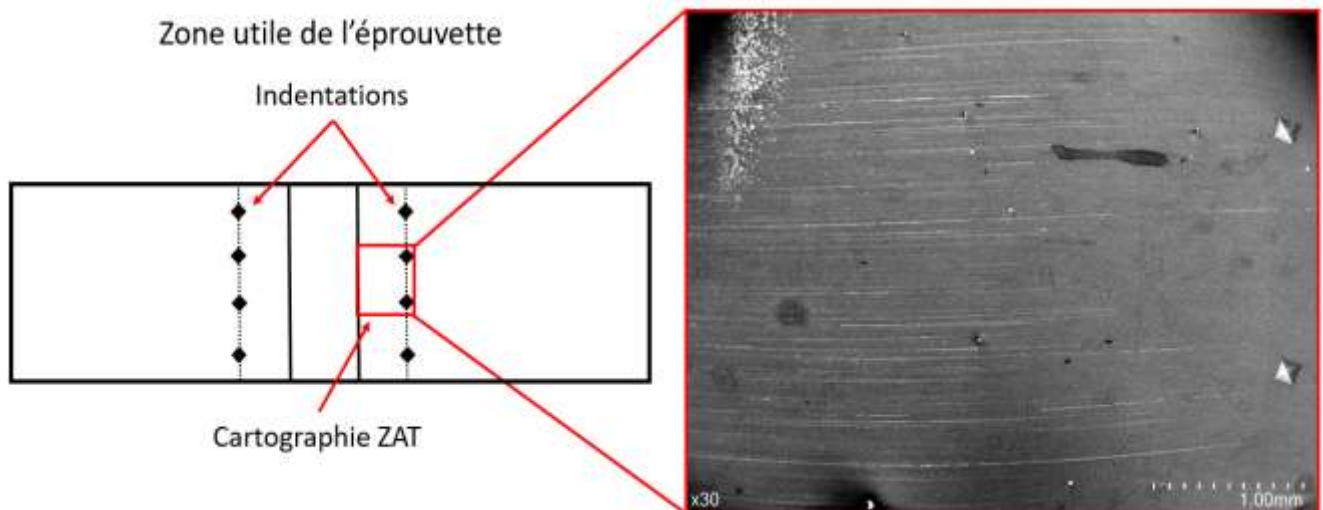


Figure 29 : Position de l'analyse chimique dans la zone grise sur la zone utile de l'éprouvette.

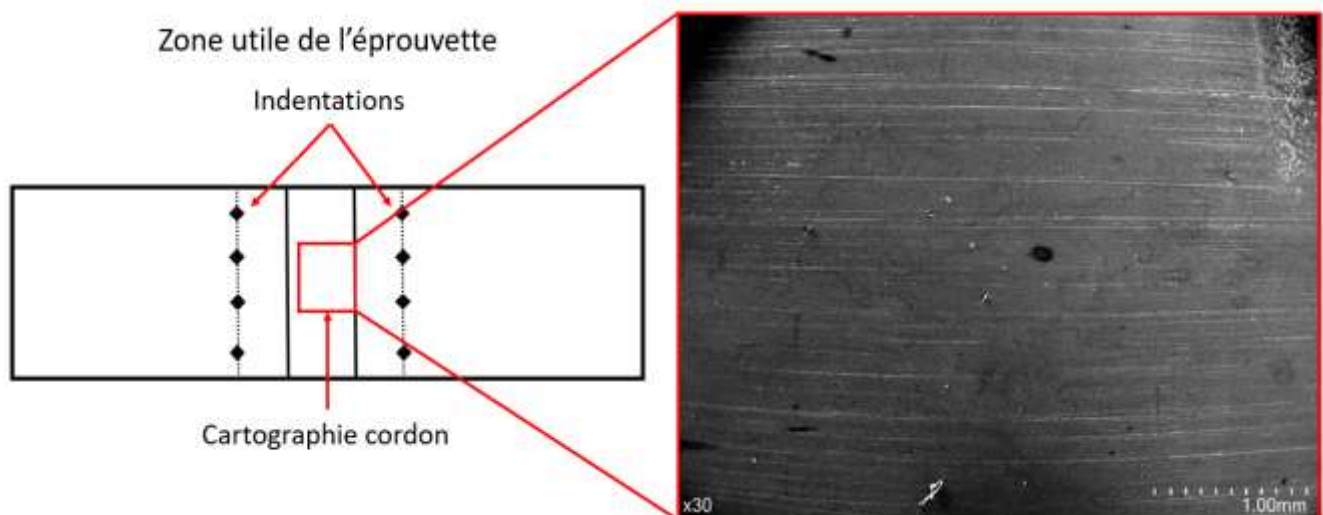


Figure 30 : Position de l'analyse chimique dans le cordon sur la zone utile de l'éprouvette.

Résultats

Dans cette partie seule la composition chimique moyenne sur les trois zones sera discutée. En effet, cette information est suffisante pour valider ou non une diffusion des éléments du métal d'apport dans la ZAT. L'attention sera principalement concentrée sur la teneur en silicium, élément pour lequel la proportion varie le plus entre le métal de base (0,6%) et le métal d'apport (5%). Les résultats plus complets des analyses chimiques par EDS sont donnés dans l'annexe 1.

Le tableau 5 ci-dessous présente les résultats des différentes analyses.

Tableau 5 : Concentration massique en Silicium et magnésium dans les 3 zones.

Analyse	Si (% en masse)	Mg (% en masse)
Métal de base	0.45	0.99
Zone grise	0.50	1.00
Cordon	2.72	0.91

Dans le métal de base, on retrouve la composition chimique de l'alliage 6061 avec une faible teneur en silicium et une teneur en magnésium de l'ordre de 1% en masse. Cette analyse met en évidence une absence de diffusion des éléments du métal d'apport au-delà de la zone grise visuellement présente en surface de part et d'autre des soudures.

La seconde analyse a été réalisée à gauche des indentations, dans la zone qui présente une différence visuelle en surface. Cette analyse va du bord de la « zone grise » jusqu'au bord du cordon de soudure (figure 29). Dans cette zone, on retrouve la même composition chimique que dans le métal de base, avec des niveaux de silicium très faibles et typiques de l'alliage 6061. L'analyse de la composition chimique de cette zone ne met pas en évidence de diffusion des éléments du métal d'apport, notamment du silicium, dans le reste de la structure.

Une dernière analyse chimique a été réalisée dans le cordon de soudure afin de confirmer un écart de composition chimique entre cette zone et le reste de la structure. Sur l'éprouvette cette analyse se place à gauche de la précédente comme illustré sur la figure 30. Dans la zone fondue, on remarque une composition chimique différente de celle du reste de la structure. En effet, la teneur en silicium est supérieure à celle des autres parties. Cependant, les niveaux de silicium et de magnésium ne correspondent pas exactement à la composition attendue de l'alliage 4043. Le niveau moyen de silicium, inférieur à celui du 4043, mettent en évidence un mélange entre le métal d'apport et le métal de base au niveau du cordon de soudure. En revanche, on ne constate pas de diffusion flagrante du métal d'apport dans le métal de base.

Les différentes analyses chimiques mettent en évidence une composition différente dans le cordon de soudure, ce qui laisse supposer des différences de propriétés mécaniques. D'autre part, on ne note pas de différence de composition entre le métal de base et la ZAT. Cette zone grise, présente en surface des échantillons, ne semble donc pas présenter de différence de propriétés avec le métal de base, que ce soit au niveau de la composition ou des mesures de dureté présentées précédemment. L'hypothèse retenue à ce stade est que cette zone d'aspect différent en surface apparaît suite à la soudure et représente effectivement la zone affectée par la soudure avant le traitement thermique. Cependant après la réalisation du traitement T6 on ne retrouve pas de variations de dureté ou de composition chimiques importantes. L'hypothèse retenue est que les différences de propriétés mécaniques engendrées par le cycle thermique du soudage sont ensuite « harmonisées » par durcissement structural au cours du traitement thermique T6.

1.5 Synthèse et identification des principaux verrous scientifiques

Cette phase exploratoire a permis de mettre en évidence les principales caractéristiques des assemblages soudés en aluminium 6061/4043, tant du point de vue géométrique que microstructural, mécanique et en termes de sollicitations réelles.

Sur le plan **géométrique**, les observations macroscopiques et les simulations numériques ont montrés que le cordon de soudure constitue une zone de discontinuité majeure. Sa surépaisseur et surtout l'angle formé en pied de cordon induisent un état triaxial de contraintes, responsable d'une concentration pouvant atteindre environ +20 % par rapport à un assemblage de géométrie homogène. Cet effet se révèle bien plus critique que la morphologie ondulée du cordon elle même (vagues), qui n'a qu'une influence marginale. La maîtrise de la géométrie du cordon apparaît donc comme un levier essentiel, et sa prise en compte, même sous une forme simplifiée, est indispensable dans les modèles numériques.

L'analyse **microstructurale et chimique** a mis en évidence des hétérogénéités notables au sein du cordon de soudure, liées aux gradients thermiques et aux vitesses de refroidissement variables lors du procédé. Ces différences se traduisent par des microstructures distinctes et par une distribution hétérogène des éléments d'alliage (notamment le silicium issu du 4043). La ZAT, attendue comme zone sensible, n'a pas pu être clairement identifiée par microdureté. Deux hypothèses ont été envisagées : soit une largeur inférieure à la résolution des essais réalisés, soit un effet d'homogénéisation dû au traitement thermique T6 appliqué après soudage. Cette seconde hypothèse paraît la plus plausible, le durcissement structural du 6061 gommant en grande partie les contrastes de dureté entre métal de base, ZAT et cordon. Ces résultats soulignent l'existence de **gradients de propriétés mécaniques** à l'échelle locale, qu'il faudra mieux caractériser et intégrer dans les approches de modélisation.

Enfin, l'étude des **sollicitations réelles** exercées sur les cadres de vélos a montré que ces structures sont soumises à des chargements complexes et multiaxiaux, bien éloignés des hypothèses simplificatrices de fatigue uniaxiale encore largement utilisées dans l'entreprise. Ces résultats insistent sur la nécessité d'une caractérisation de la fatigue prenant en compte la multiaxialité et les conditions d'usage réelles.

Ainsi, trois verrous scientifiques majeurs émergent de cette analyse préliminaire :

1. **Les contraintes résiduelles**, générées par le cycle thermique du soudage, dont l'influence sur la localisation et la précocité de l'amorçage des fissures doit être mieux comprise.
2. **Le gradient de propriétés mécaniques**, conséquence des hétérogénéités microstructurales et chimiques dans le cordon et la ZAT, qui remet en question l'hypothèse d'un matériau homogène dans les modèles numériques.
3. **La fatigue multiaxiale**, incontournable pour décrire de manière réaliste les sollicitations rencontrées en service et développer des critères prédictifs adaptés.

Ces constats constituent les fondations de la démarche adoptée dans les chapitres suivants. Ils justifient la mise en place d'une méthodologie combinant expérimentations ciblées et modélisations numériques, afin d'intégrer l'effet des contraintes résiduelles, des gradients de propriétés et de la multiaxialité des chargements dans un modèle global de prédiction de la durabilité des assemblages soudés. Le schéma de la figure 31 présente de manière synthétique

les différents phénomènes identifiés comme influents sur la tenue des assemblages soudés en fonction des connaissances actuelles et des résultats des essais de caractérisation présentés dans ce chapitre.

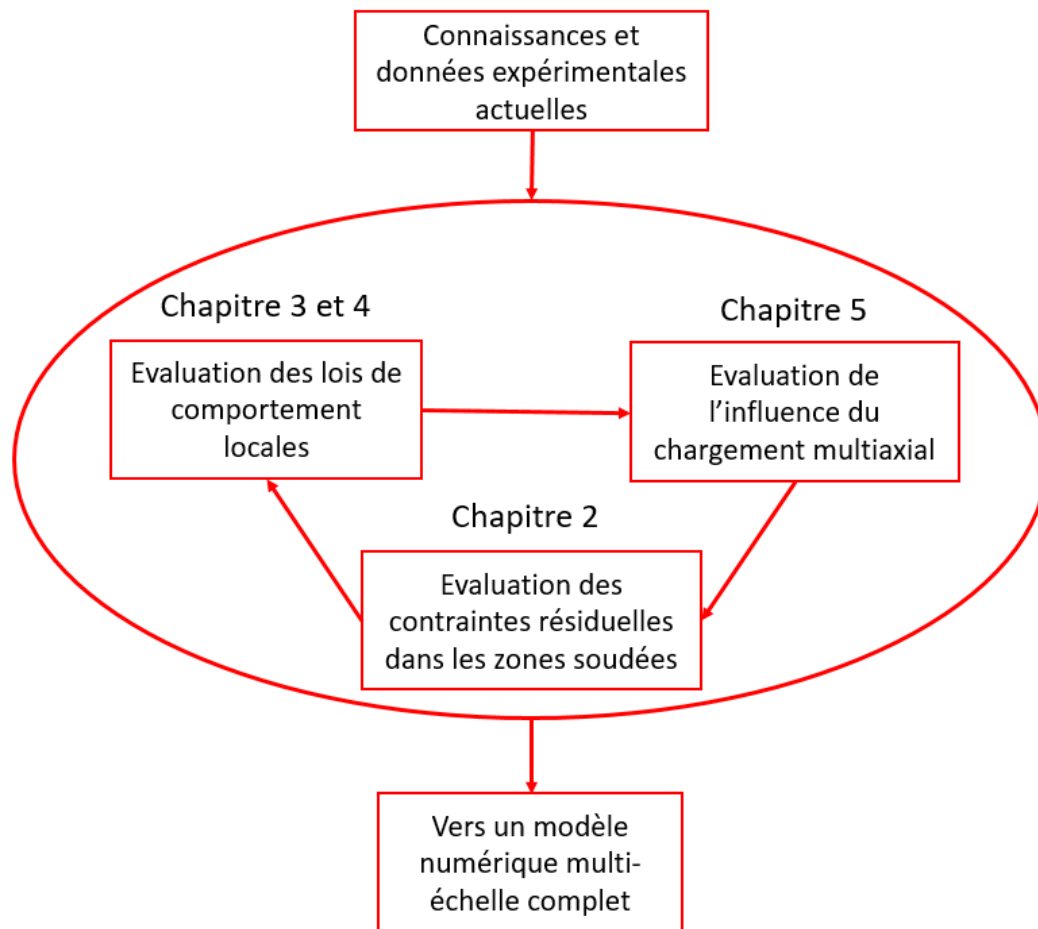


Figure 31 : Schéma de la suite des travaux pour la levée des principaux verrous scientifiques des assemblages soudés.

Chapitre 2 – Evaluation des contraintes résiduelles dans les zones soudées

2.1 Introduction

2.1.1 Généralités sur les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des contraintes internes présentes dans un matériau ou une structure en l'absence de toute sollicitation externe apparente. Elles résultent généralement de processus thermomécaniques non uniformes tels que le soudage, l'usinage, le formage à froid ou encore les traitements thermiques (figure 32). Elles influencent fortement la réponse mécanique du matériau, notamment en fatigue, en flambement, en fissuration ou encore en relaxation thermique (Barralis et al. 1999).

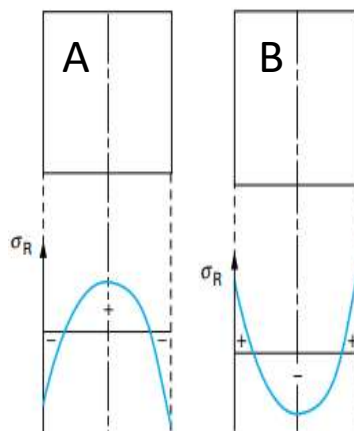


Figure 32 : Représentation schématique des contraintes résiduelles de trempe sans (A) et avec (B) changement de phase (Barralis et al. 1999).

Les contraintes résiduelles se caractérisent par leur autonomie vis-à-vis des charges extérieures : elles subsistent dans le matériau une fois les efforts externes supprimés. Leur origine provient de déséquilibres internes créés au cours des procédés de fabrication ou de transformation, notamment lorsque certaines zones du matériau subissent des déformations plastiques locales, alors que d'autres restent élastiques. Une caractéristique essentielle des contraintes résiduelles est qu'elles s'exercent en auto-équilibre : à l'échelle globale d'un corps libre, la somme des forces et des moments associés doit être nulle. Cela signifie que des zones en traction sont nécessairement compensées par des zones en compression. Cette propriété rend leur mesure délicate, car elle impose de capturer des distributions spatiales souvent complexes, et non simplement des valeurs ponctuelles.

Il est d'usage de classer les contraintes résiduelles selon trois niveaux hiérarchiques, en fonction de leur échelle spatiale et de leur mode d'apparition (Wicke et al., 2020)

- **Les contraintes résiduelles de premier ordre** (σ_R^I) sont macroscopiques : elles affectent un volume important du matériau et résultent généralement de gradients de température ou de déformation à l'échelle de la pièce.
- **Les contraintes de deuxième ordre** (σ_R^{II}) ou mésoscopiques, apparaissent à l'échelle des grains ou des phases métallurgiques. Elles résultent généralement d'incompatibilités

de déformation entre différentes microstructures (par exemple entre une matrice et une phase durcie ou un précipité).

- **Les contraintes de troisième ordre (σ_R^{III})** dites microscopiques, sont localisées à l'échelle des défauts cristallins (dislocations, précipités, interfaces) et affectent directement les réseaux atomiques (Figure 33).

Le champ de contraintes résiduelles total est donc la somme des contraintes résiduelles des trois ordres : $\sigma_R = \sigma_R^I + \sigma_R^{II} + \sigma_R^{III}$

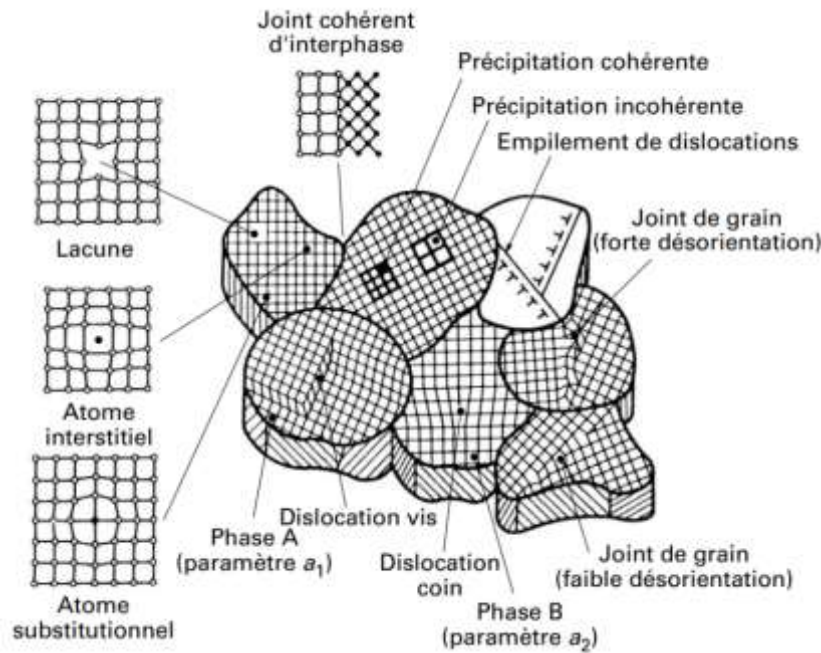


Figure 33 : Représentation schématique des contraintes résiduelles d'ordre 3 (Barralis et al. 1999).

Ces différents niveaux de contraintes peuvent coexister dans un même matériau. Leur superposition avec les contraintes extérieures, appliquées à la pièce ou à la structure, peut engendrer des effets synergiques ou antagonistes. En effet, des contraintes résiduelles de traction dans une zone de concentration de contraintes peuvent s'additionner à une sollicitation externe et favoriser l'amorçage et la propagation d'une fissure de fatigue. À l'inverse, des contraintes résiduelles de compression peuvent avoir un effet bénéfique en retardant la propagation de fissures. Cet effet est notamment recherché lors de l'utilisation de différents procédés de traitement de surface comme le grenaillage ou le galetage. La compréhension et la quantification des contraintes résiduelles sont donc importantes pour garantir la fiabilité à long terme des structures.

2.1.2 Contraintes résiduelles dues au soudage

Le soudage des alliages d'aluminium, notamment par procédé TIG, engendre inévitablement la formation de contraintes résiduelles. Ces dernières jouent un rôle majeur dans la performance mécanique, la tenue en fatigue et l'intégrité structurelle des assemblages soudés (Zhou et al., 2022, Zhang et al., 2023). Comprendre les mécanismes de formation, la distribution, et les moyens de mitigation des contraintes résiduelles constitue donc un enjeu majeur pour l'optimisation des procédés de soudage et la fiabilité à long terme des structures en aluminium.

Mécanismes de formation et distribution

Les contraintes résiduelles dans les joints soudés en aluminium résultent de cycles thermomécaniques complexes : gradients thermiques intenses, déformations plastiques localisées, et interactions avec l'environnement mécanique du joint. La séquence de soudage ; chauffe localisée, fusion, puis refroidissement rapide ; provoque des expansions différentielles suivies de retraits incompatibles entre la zone fondue, la ZAT, et le métal de base. Ce mécanisme, combiné aux effets métallurgiques (précipitation, modification de la microstructure), induit typiquement un profil de contraintes dit « en M » : contraintes de traction au cœur de la zone fondue et de compression dans les zones adjacentes (Chen et Al., 2022). Il est généralement observé que les contraintes résiduelles longitudinales (parallèles à l'axe du cordon) excèdent les contraintes transverses, avec des intensités dépendant fortement des paramètres de soudage (vitesse d'avance, puissance, stratégie de séquence).

Influence sur les propriétés mécaniques

Les contraintes résiduelles de traction tendent à réduire la durée de vie en fatigue et la limite d'endurance des joints soudés. À l'inverse, des contraintes de compression, lorsqu'elles sont générées, peuvent retarder l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue, en augmentant la résistance à la fissuration sous chargement cyclique (Hensel et al., 2016). Ce principe est notamment exploité dans les procédés de grenaillage de précontrainte, où l'introduction volontaire de contraintes résiduelles de compression à la surface du matériau améliore significativement la tenue en fatigue, en déplaçant le site d'amorçage des fissures vers le cœur du matériau (Calvo-Garcia et al., 2024).

Par ailleurs, les évolutions de microstructure dans les zones soudées, notamment la taille des grains, l'orientation cristalline et la distribution des précipités, affectent fortement la répartition locale des contraintes et, par conséquent, le comportement mécanique global. Un traitement thermique post-soudage tel que le T6, appliqué afin de restaurer les précipités durcissants et d'améliorer la stabilité microstructurale, permet de réduire partiellement les contraintes résiduelles. Toutefois, la relaxation reste souvent incomplète, certaines contraintes longitudinales de traction persistent même après traitement (Staron et al., 2006).

La prédiction des champs de contraintes résiduelles repose désormais largement sur des outils de simulation numérique, notamment des approches éléments finis (FEM) thermo-élasto-plastiques ou des méthodes de couplage Euler-Lagrange, capables de capturer l'effet du cycle thermique et de la plasticité locale sur la distribution finale des contraintes (Salloomi et Al-Sumaidae, 2021). L'ajustement des modèles (loi de source thermique, prise en compte de l'anisotropie matériaux, modélisation fine de la séquence de soudage) améliore la cohérence des prédictions avec les mesures expérimentales. La validation s'appuie sur diverses techniques expérimentales : diffraction des rayons X (DRX) pour des mesures en surface, diffraction neutronique pour des profils en profondeur, méthode du trou incrémental, ou mesures par jauges de déformation (Geng et al., 2022).

Stratégies de mitigation et optimisation

Plusieurs approches permettent de contrôler ou de réduire les contraintes résiduelles : l'utilisation de séquences de soudage multi-passes optimisées, l'ajustement de la géométrie du joint ou des paramètres thermiques, voire le recours à des procédés particuliers (soudage sous eau, gestion de la hauteur de dépôt en WAAM) pour réduire la chaleur apportée et les gradients thermiques. Le choix judicieux du traitement thermique post-soudage reste cependant la méthode la plus répandue pour les alliages d'aluminium industriels, comme le 6061-T6 étudié ici (Marion, 2021)

Spécificités du cas étudié

Dans le contexte spécifique de cette thèse, les structures soudées étudiées (tubes de cadre de vélo en 6061-T6) présentent une géométrie fine et des conditions de refroidissement uniformes, ce qui tend à limiter la persistance de fortes contraintes résiduelles après traitement thermique. Cependant, la complexité des phénomènes locaux et l'influence possible de la séquence de fabrication (soudage, trempe, vieillissement, redressage) justifient une étude expérimentale pour quantifier précisément l'ampleur et la répartition des contraintes résiduelles dans les zones soudées.

2.1.3 Etat de l'art des méthodes de mesures des contraintes résiduelles

Parmi les techniques disponibles pour la caractérisation des contraintes résiduelles, il existe un large éventail de méthodes, qui peuvent être classées selon leur caractère destructif, la profondeur d'analyse accessible et la nature des contraintes qu'elles permettent de détecter. Le choix de la méthode dépend des objectifs de la mesure (cartographie locale ou globale, surface ou volume), des matériaux étudiés et des contraintes expérimentales (géométrie et accessibilité notamment). Seules les méthodes les plus répandues sont rappelées ci-après.

Méthode du trou incrémental

La méthode du trou incrémental est l'une des plus répandues. Elle consiste à percer un trou de petite taille (typiquement 1 à 3 mm de diamètre) au centre d'une rosette de jauges de déformations collées à la surface du matériau (Figure 34). Le principe de cette méthode de mesure est que le perçage détend les contraintes résiduelles localement présentes dans la zone et que cette relaxation se traduit par des déformations de la surface, estimées via les jauges. En combinant les données issues de plusieurs incréments de perçage, il est possible de reconstruire un profil de contraintes résiduelles en profondeur, jusqu'à quelques millimètres de la surface.

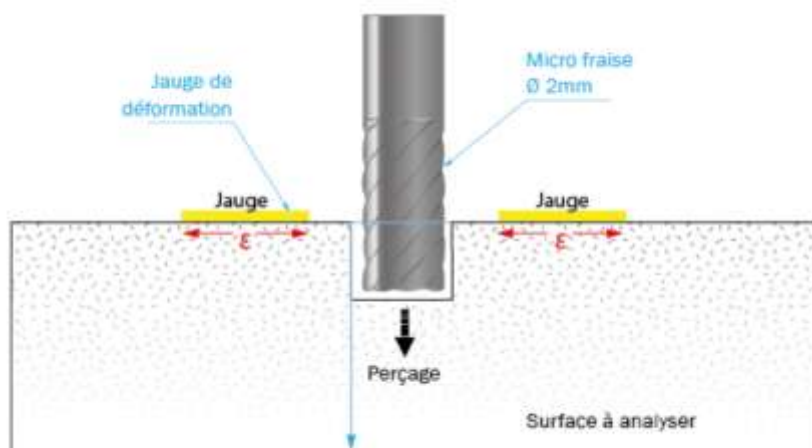


Figure 34 : Schéma de principe de la méthode du trou incrémental (SONATS, europ technologie aroun).

Le traitement des données repose sur un modèle mécanique inverse. Contrairement à une approche directe où l'on simulerait les effets d'un champ de contraintes supposé, ici ce sont les déformations mesurées autour du trou qui sont imposées comme conditions aux limites dans un modèle éléments finis représentant l'échantillon. Le calcul permet alors de remonter aux contraintes résiduelles initiales qui, relâchées lors du perçage, ont produit les déformations observées. Ce type d'approche nécessite une modélisation fine de la géométrie locale, y compris la présence de la jauge et les dimensions exactes du trou. Elle suppose également que le matériau reste dans le domaine élastique pendant tout le processus.

Des outils logiciels spécialisés (tels que RESTAN, développé par Vishay, ou Holesolve) intègrent ce processus de résolution inverse et permettent de produire des profils de contraintes en fonction de la profondeur avec des corrections pour l'effet de trou fini, l'anisotropie ou la géométrie non standard. Cette méthode, bien qu'efficace, reste sensible à la qualité des mesures de déformation, à la précision du perçage et à la validité des hypothèses de modélisation.

Cette méthode est relativement accessible et bien adaptée aux environnements industriels. Toutefois, elle repose sur plusieurs hypothèses simplificatrices : état de contraintes plan, isotropie, homogénéité locale. Elle est également sensible aux erreurs de perçage, à l'alignement des jauges et à l'hétérogénéité des matériaux. De plus, elle est inapplicable sur des surfaces très courbes ou avec des changements de géométrie locale importants (Guo et al., 2021, Schajer, 2013, Smith et David, 2013).

La méthode du contour, est une technique destructrice mais extrêmement efficace pour la cartographie des contraintes résiduelles de premier ordre, notamment dans des pièces massives ou des assemblages soudés multi-passes. Elle repose sur le principe que les contraintes internes présentes dans une pièce engendrent une déformation élastique lorsqu'une section de celle-ci est libérée par découpe. En mesurant précisément cette déformation après la coupe, il est alors possible de remonter, via un modèle mécanique inverse, au champ de contraintes qui existait avant séparation (Prime et DeWald, 2013, Withers et al., 2008) (Figure 35).

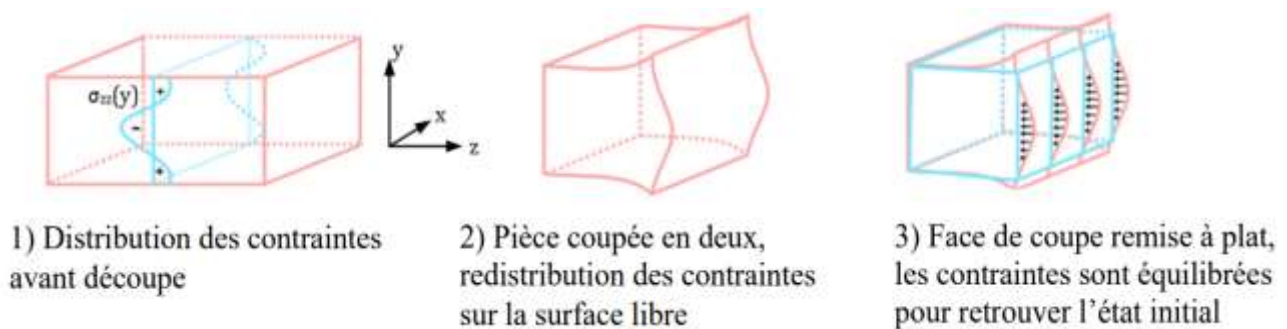


Figure 35 : Schéma de principe de la méthode du contour (Ramard et al. 2019).

La procédure commence par la découpe de l'échantillon selon un plan transverse, généralement perpendiculaire à la direction d'intérêt pour la contrainte. En effet cette méthode ne permet pas d'avoir accès aux contraintes dans le plan de coupe. Le choix de la direction de la découpe est donc primordial. Cette opération est effectuée par électroérosion à fil (EDM pour Electrical Discharge Machining), un procédé par enlèvement de matière sans contact et à très faible énergie mécanique. Le choix de l'EDM permet une découpe extrêmement précise, sans échauffement significatif, ni effort mécanique. Cela permet de perturber le moins possible le champ de contraintes résiduelles en cours de libération. Toutes autres méthodes, comme un tronçonnage ou un usinage, introduirait des sollicitations ou des contraintes parasites au niveau de la surface de coupe qui viendraient perturber les résultats.

Une fois la coupe réalisée, la surface nouvellement libérée se déforme, généralement de manière symétrique, selon un mode d'équilibre élastique. Cette déformation est ensuite mesurée point par point, à l'aide d'un palpeur mécanique comme une Machine à Mesurée Tridimensionnelle (MMT), d'un système optique à triangulation laser ou, dans les cas les plus avancés, par interférométrie ou profilométrie sans contact. La mesure par MMT bien que fonctionnant parfaitement est bien plus couteuse en temps à cause du nombre très important de points à réaliser. L'objectif est d'obtenir un champ de déplacements unidirectionnel (normal au plan de coupe) avec une résolution de l'ordre du micromètre.

Ce champ de déplacements est ensuite imposé comme condition aux limites dans un modèle éléments finis (souvent en 2D, parfois en 3D pour les géométries complexes). La résolution du problème mécanique inverse permet alors d'obtenir un champ de contraintes résiduelles initiales dans la direction normale au plan de coupe. Le calcul s'effectue sous

l'hypothèse que le matériau reste dans le domaine élastique pendant toute la phase de coupe et de libération.

L'un des atouts majeurs de cette méthode est qu'elle fournit une cartographie complète sur toute la section de la pièce, avec une excellente résolution spatiale, contrairement à d'autres méthodes plus localisées. Elle est particulièrement pertinente pour les pièces de grande dimension. En revanche, la méthode du contour ne permet de reconstruire qu'une seule composante du tenseur de contraintes résiduelles, celle normale au plan de coupe, ce qui limite partiellement l'analyse dans le cas d'états de contraintes multiaxiaux. Par ailleurs, la nature destructive de la méthode empêche tout réemploi de l'échantillon testé.

Méthodes par diffraction

Les techniques de mesure des contraintes résiduelles par diffraction représentent une classe de méthodes non destructives basées sur l'analyse des déformations élastiques à l'échelle cristalline. Elles exploitent la loi de Bragg, qui relie l'angle de diffraction d'un faisceau incident à l'espacement inter-réticulaire du réseau cristallin. Lorsqu'un matériau est soumis à une contrainte, ces espacements interatomiques sont modifiés, ce qui entraîne un décalage mesurable des pics de diffraction. En analysant ce déplacement pour différentes orientations de mesure, il est possible, après traitement mathématique de reconstituer les composantes principales du tenseur de contraintes dans le plan de surface. Trois types de rayonnement peuvent être utilisés :

- **La diffraction des rayons X (DRX)** est aujourd'hui l'une des méthodes les plus utilisées pour la mesure non destructive des contraintes résiduelles, en particulier pour les applications industrielles ou de laboratoire. La DRX est particulièrement adaptée aux matériaux cristallins, et plus spécifiquement aux métaux et alliages comme l'acier, le titane ou l'aluminium. Elle présente plusieurs avantages majeurs : elle est non destructive, relativement rapide à mettre en œuvre, compatible avec des géométries de pièce variées, et offre une bonne précision pour les contraintes élastiques surfaciques. Son principal inconvénient reste sa faible profondeur de pénétration, de l'ordre de quelques microns à une centaine de microns selon l'angle d'incidence, le matériau testé et l'énergie du rayonnement utilisé. Dans le cas de l'aluminium 6061, par exemple, les rayons X pénètrent typiquement sur 20 à 40 μm . Pour accéder à des informations au-delà de la simple couche superficielle, plusieurs stratégies expérimentales peuvent être mises en œuvre. La plus courante consiste à effectuer un enlèvement de matière progressif (par électro polissage ou fraisage léger), suivi de mesures à chaque profondeur. Cette méthode dite "layer removal" permet d'établir un profil en profondeur, mais elle devient semi-destructive et introduit potentiellement des perturbations mécaniques ou thermiques locales. Une autre solution consiste à utiliser une géométrie dite délocalisée, dans laquelle l'angle d'incidence est augmenté pour accroître la profondeur effective de la zone de mesure. Toutefois, cette configuration modifie la résolution angulaire, réduit le rapport signal/bruit et complique l'interprétation des résultats, en particulier dans les zones courbées ou hétérogènes. La qualité des mesures obtenues par XRD dépend également fortement du choix du réseau cristallin analysé,

de la granulométrie du matériau, de sa texture, et de l'état de surface (Noyan et Cohen, 1987).

- **La diffraction neutronique** constitue une méthode de référence pour la mesure non destructive des contraintes résiduelles. Contrairement aux rayons X, dont la pénétration dans la matière est limitée par les interactions avec les électrons, les neutrons interagissent faiblement avec les atomes, ce qui leur confère une profondeur de pénétration largement supérieure, allant de quelques millimètres à plusieurs centimètres selon le matériau et l'énergie du faisceau de neutron. Cela permet des mesures dans le volume sans enlèvement de matière ou altération de la pièce.

Comme la DRX, cette méthode exploite la loi de Bragg appliquée ici à des neutrons. La diffraction neutronique est particulièrement adaptée aux matériaux métalliques polycristallins comme les aciers, les alliages de titane ou d'aluminium, pour lesquels les réseaux cristallins offrent une bonne réponse aux neutrons. Cette technique présente plusieurs limitations importantes. D'une part, la taille minimale des échantillons est contrainte par la nécessité d'un faisceau de neutrons suffisamment intense pour assurer un bon rapport signal/bruit, ce qui exclut les petites pièces ou les zones très fines. D'autre part, l'accès à cette technologie est restreint : elle nécessite des installations spécialisées (réacteurs de recherches, sources de spallation comme l'Institut Laue-Langevin (ILL) à Grenoble ou le synchrotron ISIS au Royaume-Uni), dont le fonctionnement est coûteux et fortement planifié. Les campagnes de mesure doivent donc être programmées longtemps à l'avance, avec des délais et des exigences logistiques strictes et difficilement compatibles avec des essais exploratoires ou des boucles de conception dans l'industrie. Enfin, la résolution spatiale reste relativement faible comparée aux méthodes optiques ou à la DRX (de l'ordre du millimètre), et la préparation des pièces (montage, orientation, définition des repères) est complexe et longue, nécessitant un savoir-faire spécifique. La diffraction neutronique est donc coûteuse et complexe à mettre en œuvre mais reste à ce jour la seule méthode de mesure non destructive permettant la mesure de contraintes résiduelles en profondeur.

- **Le rayonnement synchrotron** est une autre technique de diffraction, qui utilise un faisceau de rayons X très intense et collimaté produit par des électrons accélérés à des vitesses relativistes dans un anneau de stockage. Grâce à sa focalisation extrême, le rayonnement synchrotron permet d'obtenir de très bonnes résolutions angulaire et spatiale, réalisant des mesures sur seulement quelques micromètres cubes. Cela en fait un outil particulièrement adapté aux zones fortement hétérogènes ou aux microstructures complexes comme les joints de grains, les gradients de déformation ou les matériaux composites. Contrairement à la DRX classique de laboratoire, le faisceau synchrotron peut être ajusté en énergie, ce qui permet de choisir des longueurs d'ondes optimales pour la pénétration ou la sensibilité cristallographique. Cependant, l'utilisation du rayonnement synchrotron reste complexe et coûteuse. Elle nécessite l'accès à des grands instruments nationaux ou internationaux, comme l'ESRF à Grenoble ou le Diamond Light Source au Royaume-Uni. Ces installations impliquent une planification rigoureuse, des procédures expérimentales complexes et une préparation logistique importante. Par ailleurs, bien que le synchrotron permette une pénétration plus importante que la DRX classique, il reste moins performant que la

diffraction neutronique pour les analyses en profondeur dans les matériaux massifs. En raison de ces contraintes, le rayonnement synchrotron est généralement réservé à des études académiques poussées ou à des applications industrielles à haute valeur ajoutée, notamment dans les domaines de la microélectronique, des matériaux à gradient fonctionnel, des revêtements ou de la métallurgie fine. Il est souvent utilisé en complément d'autres méthodes, pour valider des observations faites à plus grande échelle ou pour caractériser des zones critiques avec une résolution inégalée (Grubb et al., 2007 ; Withers et Bhadeshia, 2008).

2.1.4 Objectifs

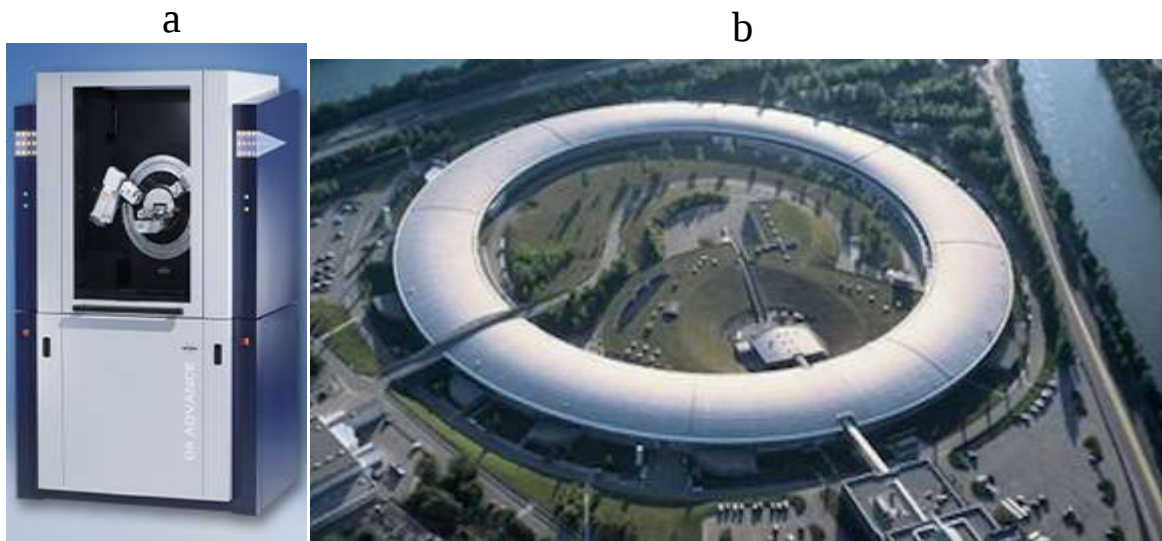


Figure 36 : (a) Diffractomètre Bruker utilisé pour la DRX en laboratoire et (b) le synchrotron ESRF.

Cette étude représente la première étape fondamentale de cette thèse. La mesure et la prise en compte des contraintes résiduelles présentes au niveau des cordons de soudure constituent en effet l'un des trois verrous identifiés précédemment pour une meilleure compréhension du comportement des zones soudées. L'objectif de cette étude est donc double : d'une part, la mesure expérimentale des contraintes résiduelles localement, qui permettra de mieux cerner l'influence de la soudure ; d'autre part, proposer une méthode de modélisation du procédé de soudage pour comprendre les mécanismes liés au soudage et mettre en évidence les paramètres influents sur les contraintes résiduelles. Cette approche couplée vise, à comprendre le phénomène et son impact. C'est un pas significatif vers un modèle de comportement enrichi des zones soudées, grâce à l'intégration des phénomènes locaux.

Dans le cadre de cette thèse, la mesure des contraintes résiduelles par DRX a été privilégiée. Cette méthode permet des mesures relativement rapides, ne détruit pas les échantillons et facilite la réalisation de séries de mesures multiples sur un même échantillon. Elle semble donc être la plus adaptée à notre cas d'autant plus au regard de la géométrie locale (courbure globale, topologie du cordon de soudure).

D'un point de vue industriel, les contraintes résiduelles n'avaient jamais été mesurées sur les produits Decathlon tels que les cadres de vélo ou les trottinettes. De ce point de vue-là, l'objectif était donc de réaliser une première série de mesures pour évaluer l'ampleur du phénomène et déterminer le champ de contraintes résiduelles sur le produit fini après les différentes étapes de fabrication (extrusion des tube, soudage et traitement thermique).

Ces mesures par DRX ont été menées en partenariat avec les membres du Laboratory of Mechanical & Material Engineering (LASMIS) de l'Université de Technologie de Troyes (UTT), disposant du matériel et de l'expertise à la réalisation de ces mesures (François et al. 2015).

Cette étude expérimentale avait trois objectifs principaux :

1. Mesurer le niveau de contraintes résiduelles dans les zones soudées afin de déterminer l'ampleur du phénomène ;
2. Évaluer la zone d'influence de la soudure sur le champ de contraintes résiduelles et leur homogénéité dans les zones soudées ;
3. Valider ou non l'efficacité du traitement thermique T6 sur la relaxation des contraintes engendrées par la fabrication.

2.2 Campagne de mesure par DRX

2.2.1 Protocole de mesure : choix des éprouvettes

Des mesures ont été réalisées sur deux types de géométries d'éprouvettes : (i) une éprouvette plate qui servira à faire un essai de traction des tubes soudés bout à bout, (ii) des tubes soudés bout à bout¹ (Figure 37). Les procédés d'obtention de ces 2 types d'éprouvettes sont détaillés dans les paragraphes suivants.

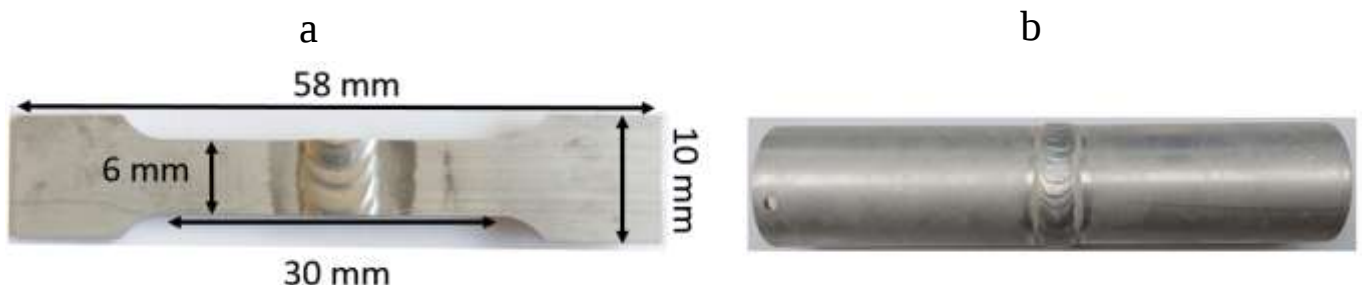


Figure 37 : Une éprouvette plate prélevée sur un deck de trottinette (a) et une éprouvette tubulaire fabriquée en soudant bout à bout deux morceaux de tube de selle (b).

¹ Les dimensions de l'éprouvette tubulaire ont été supprimées pour des raisons de confidentialité.

Eprouvette plate

L'éprouvette de traction provient quant à elle d'un autre fournisseur de Decathlon. Elle a été prélevée par électroérosion fil sur un deck de trottinette. Le deck correspond à la partie sur laquelle l'utilisateur pose son pied sur une trottinette. Pour la réalisation de ces éprouvettes, des morceaux de decks ont été soudés bout à bout. Cela a permis l'obtention d'une surface plane avec une soudure au milieu, tout en utilisant des produits directement issus de la production de Decathlon. Ces decks de trottinettes sont également fabriqués en aluminium 6061 par extrusion, assemblés aussi manuellement par soudage TIG, suivi d'un traitement thermique de type T6. Les différents procédés de fabrication induisant des contraintes résiduelles sont donc similaires entre ces deux types d'éprouvettes

Tubes soudés bout à bout

Les tubes soudés bout à bout sont les plus représentatifs possibles des structures complètes, tels que les cadres de vélo. En effet, ces tubes proviennent directement des fournisseurs de Decathlon, chez lesquels ils ont été assemblés sur les mêmes chaînes de montage et ont subi le même traitement thermique que les cadres de vélo. Ces tubes sont en aluminium 6061, avec un traitement thermique de type T6, et sont soudés manuellement avec la technologie TIG. Ces tubes sont en fait des morceaux de tubes de selle soudés bout à bout ; ils proviennent donc également des mêmes extrudeurs que le reste des cadres. La différence principale par rapport aux cadres de vélo réside dans leur géométrie, car pour la réalisation d'un cadre, les tubes ne sont généralement pas soudés bout à bout.

Bien que les procédés de fabrication soient les mêmes, ces tubes ne sont pas parfaitement représentatifs des contraintes résiduelles présentes dans les cadres de vélo au final. En effet, après la trempe, les cadres de vélo sont redressés afin de corriger les éventuelles erreurs géométriques dues à des déformations pendant le soudage ou la trempe. Ce redressement se fait à l'aide de gabarits, sur marbre, et les cadres de vélo sont déformés plastiquement si nécessaire afin de retrouver les cotes attendues. Suite au redressement, les cadres subissent la deuxième partie du traitement thermique.

Pour des raisons de taille, il nous était impossible de réaliser des mesures par DRX sur des cadres de vélo complets. En effet, les éprouvettes tubulaires testées étaient déjà proches de la taille maximale admissible dans les diffractomètres utilisés. Pour tester des cadres complets par DRX, il faudrait utiliser des appareils de mesure portables conçus spécifiquement pour la mesure sur des pièces de grandes dimensions.

2.2.2 Protocole d'essais

Comme expliqué précédemment, cette campagne de mesure visait à répondre à plusieurs problématiques : identifier le niveau de contraintes résiduelles dans les zones soudées, connaître la zone d'influence des soudures sur le champ de contraintes résiduelles, évaluer l'efficacité du traitement thermique et l'homogénéité des contraintes résiduelles dans les cordons de soudure.

Pour répondre à ces questions, deux types de mesures différentes ont été réalisées suivant deux directions (axiale et circonférentielle). Dans un premier temps une série de points partant du centre des cordons de soudure et s'éloignant de ceux-ci afin de mesurer à la fois la zone d'influence de la soudure et le niveau de contrainte (points rouges sur la figure 38). Ensuite des mesures autour des cordons de soudure afin de vérifier que les niveaux de contraintes mesurés soient homogènes sur toute la périphérie de ceux-ci (points bleus sur la figure 38). Une attention particulière a été portée au fait de réaliser deux mesures sur les zones de raccordement de cordon de soudure. En effet, au moment de l'assemblage des deux tubes le soudeur réalise un premier cordon sur 180°, change de position et réalise ensuite la deuxième moitié du cordon. Les zones de raccordement sont donc les amorces et les fins de cordon qui ont été chauffées deux fois pendant le soudage. La question était de savoir si ce double apport de chaleur avait une incidence locale sur le champ de contraintes résiduelles.



Figure 38 : Schéma des séries de mesures sur les éprouvettes tubulaires. En rouge les mesures servant à l'évaluation de la zone impactée par la soudure (dite direction axiale) et en bleu celles servant à évaluer l'homogénéité des contraintes résiduelles dans le cordon (dite direction circonférentielle).

Ces mesures ont été réalisées sur un diffractomètre 4 cercles Seifert PTS équipé d'un détecteur linéaire à flux de gaz, sous les conditions suivantes :

- Rayonnement $\text{CrK}\alpha$ (40 kV / 35 mA) avec un filtre $\text{K}\beta$ en vanadium ;
- Collimateur circulaire de 2mm de diamètre ;
- Mesure en montage χ , par la méthode des $\sin^2 \psi$;
- Angle ψ variant de -60° à $+60^\circ$ par pas de 10° , angle ϕ variant de 0 à 360° par pas de 45° , soit 104 directions $\phi\psi$ au total ;
- Pour le plan {222}, acquisition en 2θ de 153° à 161° , par pas de $0,02^\circ$, 11 scans, 22 secondes de temps d'acquisition ;
- Pour le plan {311}, acquisition en 2θ de 136° à 143° , par pas de $0,02^\circ$, 11 scans, 22 secondes de temps d'acquisition.

La durée d'une mesure est de l'ordre de 2 heures.

Les pics de diffraction acquis ont été corrigés du facteur LPA². Le bruit de fond a été soustrait en effectuant une régression linéaire des moindres carrés sur 60 points, 30 à l'extrémité gauche du diffractogramme et 30 à l'extrémité droite. Une fois le bruit de fond soustrait, les pics ont été ajustés par la méthode des moindres carrés non linéaires en utilisant une fonction de type pseudo-Voigt³ prenant en compte le doublet K α 1, K α 2. Les déformations sont calculées à partir de la position en 2 θ des pics de diffraction. Le tenseur des contraintes a été calculé par régression linéaire des moindres carrés en utilisant le modèle des "sinus carré psi" avec l'hypothèse $\sigma_{33}=0$. On considère que σ_{33} est nulle en raison de la faible profondeur de mesure, ainsi on fait l'hypothèse que l'on se place sur une surface libre.

Les constantes d'élasticité radiocristallographiques ont été prises égales à :

$$\frac{1}{2}s_2^{hkl} = 19,07 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1} \text{ et } s_1^{hkl} = -4,97 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$$

La figure 39 présente le montage des deux types d'éprouvette sur le diffractomètre.

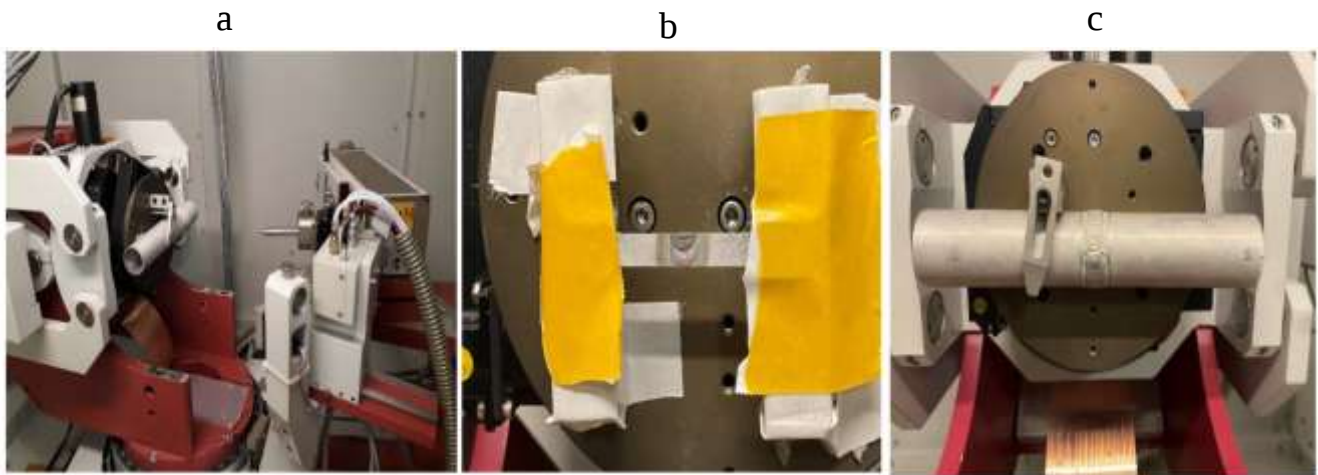


Figure 39 : Montage des éprouvettes dans le diffractomètre : (a) vue d'ensemble du placement des échantillon, (b) le placement de l'éprouvette plate et (c) le placement d'un des deux tubes.

Au total deux éprouvettes tubulaires et une éprouvette plate seront testées. Pour chaque éprouvette tubulaire une série de 13 points est réalisée en suivant l'axe du tube en partant du cordon de soudure et en s'éloignant de celui-ci ainsi que 5 points sur la périphérie du cordon. Pour l'éprouvette de traction une série de 15 points est réalisée dans la longueur de l'éprouvette de part et d'autre du cordon de soudure. Au total 52 points de mesures ont été réalisés.

Le faible nombre d'éprouvettes testées s'explique d'une part par le coût des mesures et d'autre part par le fait qu'il s'agissait d'une première campagne de mesure. Il n'y avait à ce stade pas d'intérêt à réaliser des mesures sur un grand nombre d'éprouvettes avant de connaître l'ampleur du champ de contraintes résiduelles.

² Facteur de Lorentz, Polarisation, Absorption. Facteur de correction permettant d'améliorer la qualité des pics de diffraction pour les mesures réalisées pour des valeurs importantes de 2 θ

³ Fonction utilisée pour la reconstruction des pics de diffraction. Fonction décrivant la position, hauteur largeur des pics de diffraction. L'ajustement des paramètres de cette fonction est donc crucial pour la suite.

2.3 Résultats et interprétations

Suite à la première mesure, il est apparu que la forme des pics de diffraction était très irrégulière et variable d'une direction de mesure à une autre y compris pour deux angles ψ très proches. C'est un problème typique d'une taille de grains trop importante. En effet, pour que la DRX fonctionne correctement le volume irradié doit contenir suffisamment de grains. Faire des mesures sur un matériau avec une taille de grains élevée peut donc être problématique, c'est souvent le cas avec les alliages d'aluminium fondu puis solidifiés. En effet, un pic de diffraction global est constitué de la somme des pics de diffraction de chaque grain favorablement orienté dans le volume irradié. Si le nombre de grains dans ce volume est trop faible, le nombre de points de mesure l'est également, ce qui conduit à une forme de pic irrégulière. La première solution est d'augmenter le volume irradié afin de faire diffracter plus de grains. Malheureusement cela n'est pas possible ici car nous ne disposons pas d'un collimateur de diamètre supérieur à 2mm.

Une autre solution est de réaliser des oscillations angulaires autour de l'axe de mesure afin de faire diffracter davantage de cristallites. Cela permet d'obtenir des pics de diffraction beaucoup plus réguliers. Dans notre cas, des oscillations suivant l'angle Φ de $\pm 10^\circ$ avec une vitesse de $10^\circ/\text{s}$ ont été ajoutées. Sans résoudre totalement le problème, cela a permis d'améliorer nettement la qualité des pics et d'ajuster correctement de la pseudo-Voigt

2.3.1 Zone d'influence de la soudure sur le champ de contraintes résiduelles

Les figures 40, 41 et 42 montrent l'évolution des contraintes axiales (contraintes suivant l'axe des tubes) ou tangentielles (direction perpendiculaire aux contraintes axiales) et de cisaillement en fonction de la distance par rapport au centre du cordon de soudure (direction axiale, points rouges sur la figure 38).

De plus la topologie de la surface a été ajoutée en bleu sur les trois figures afin de délimiter plus facilement les différentes zones liées à la soudure, le pic de topologie correspond au cordon de soudure qui dépasse des échantillons. Ces graphiques ont été recalés avec les images des cordons (en bas des figures) ce qui permet de visualiser facilement la zone d'impact de la soudure sur le champ de contraintes résiduelles.

On y distingue plusieurs zones : le cordon de soudure, des « zones grise » de part et d'autre de celui-ci correspondant potentiellement à la ZAT et enfin le métal de base supposé vierge et non impacté par la soudure. De plus, sur les différents graphiques, des lignes verticales noire ont été tracé au niveau de la transition des différentes zones (cordon/ZAT et ZAT/métal de base). Ces lignes permettent une interprétation plus facile de la zone d'influence du soudage sur le champ de contraintes résiduelles.

Les figures 40, 41 et 42 présentent les mêmes grandeurs mais pour les trois éprouvettes testées (une éprouvette plate prélevée dans un deck de trottinette et deux tubes soudés bout à bout) afin de pouvoir comparer les résultats.

Résultats pour l'éprouvette plate

Sur cette première éprouvette, on observe que les contraintes axiales et tangentielles sont de compression et sont minimales au centre du cordon de soudure et augmentent à mesure que l'on se rapproche de la zone grise de part et d'autre. On remarque également qu'à l'intérieur du cordon de soudure le niveau de contraintes axiales et tangentielles est inversement proportionnel à la topographie. Bien que cela ne soit pas aussi évident dans le cas de cette éprouvette que dans les suivantes (figure 41 et 42), on peut observer un retour à un niveau de contraintes plus stable en dehors de la zone soudée. En revanche, on note que les contraintes de cisaillement sont homogènes dans et en dehors du cordon de soudure car les disparités observées sont comprises dans la précision de la mesure. En effet pour l'ensemble des points de mesure présentés dans ce chapitre on a une erreur standard sur l'évaluation des contraintes résiduelles de l'ordre de quelques MPa (1 à 6 selon les points de mesure). Elles sont également très faibles, voire négligeables quelle que soit la position par rapport au cordon de soudure.

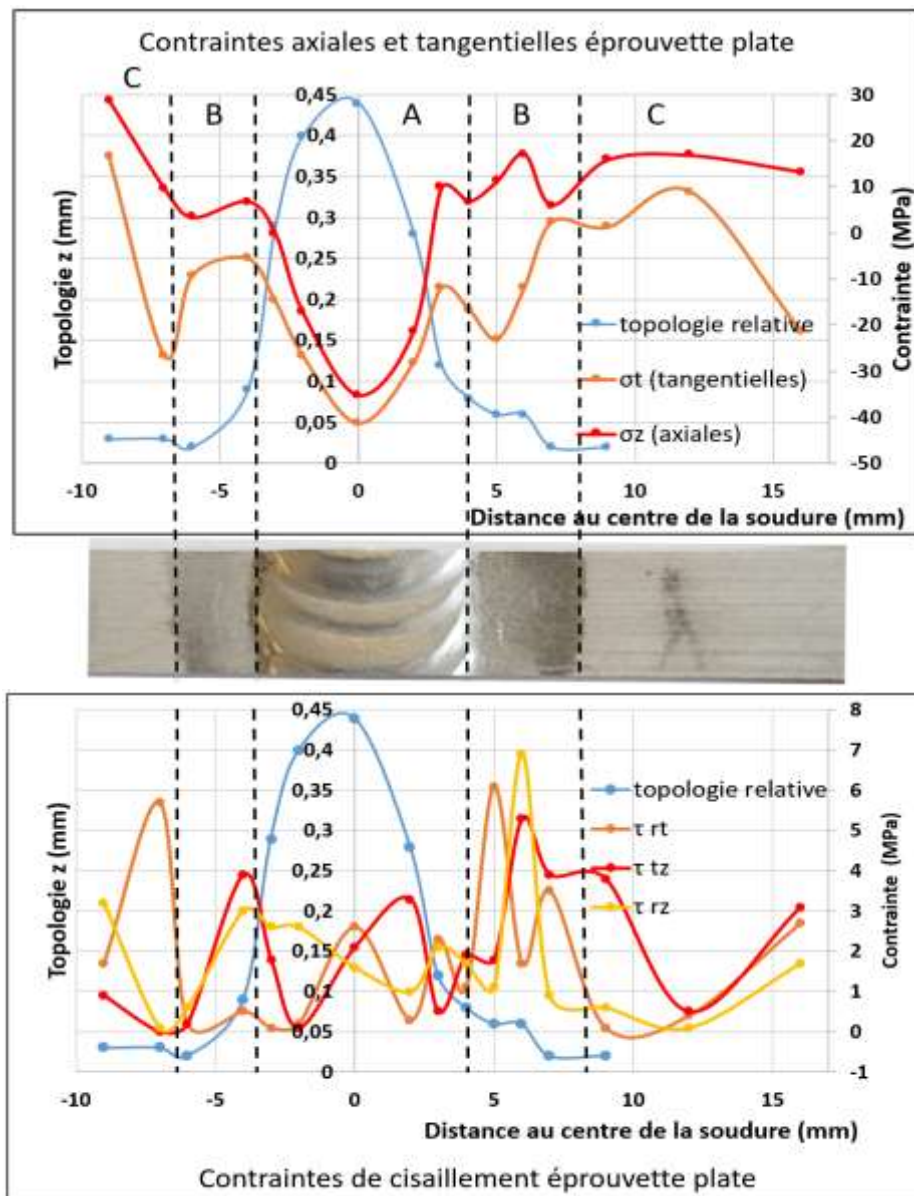


Figure 40 : Contraintes axiales, tangentielles et de cisaillement dans l'éprouvette plate.

Si l'on résume par zone, les mesures montrent un cordon de soudure globalement en compression et fortement marqué par les contraintes axiales et tangentielles. Le niveau de contraintes est maximal au centre du cordon de soudure et bien que non négligeable il reste faible par rapport à la limite élastique du matériau (zone A figure 40). Ensuite, on observe une zone de transition de part et d'autre du cordon de soudure et un retour vers des contraintes axiales en légère traction bien que cela reste confus pour les contraintes tangentielles (zones B figure 40). Une fois dans le métal de base, on observe un retour à un état stable pour les contraintes axiales à droite du cordon de soudure. Pour l'ensemble de cette éprouvette, on peut considérer que les contraintes de cisaillement sont négligeables.

Résultats éprouvette tubulaire 1

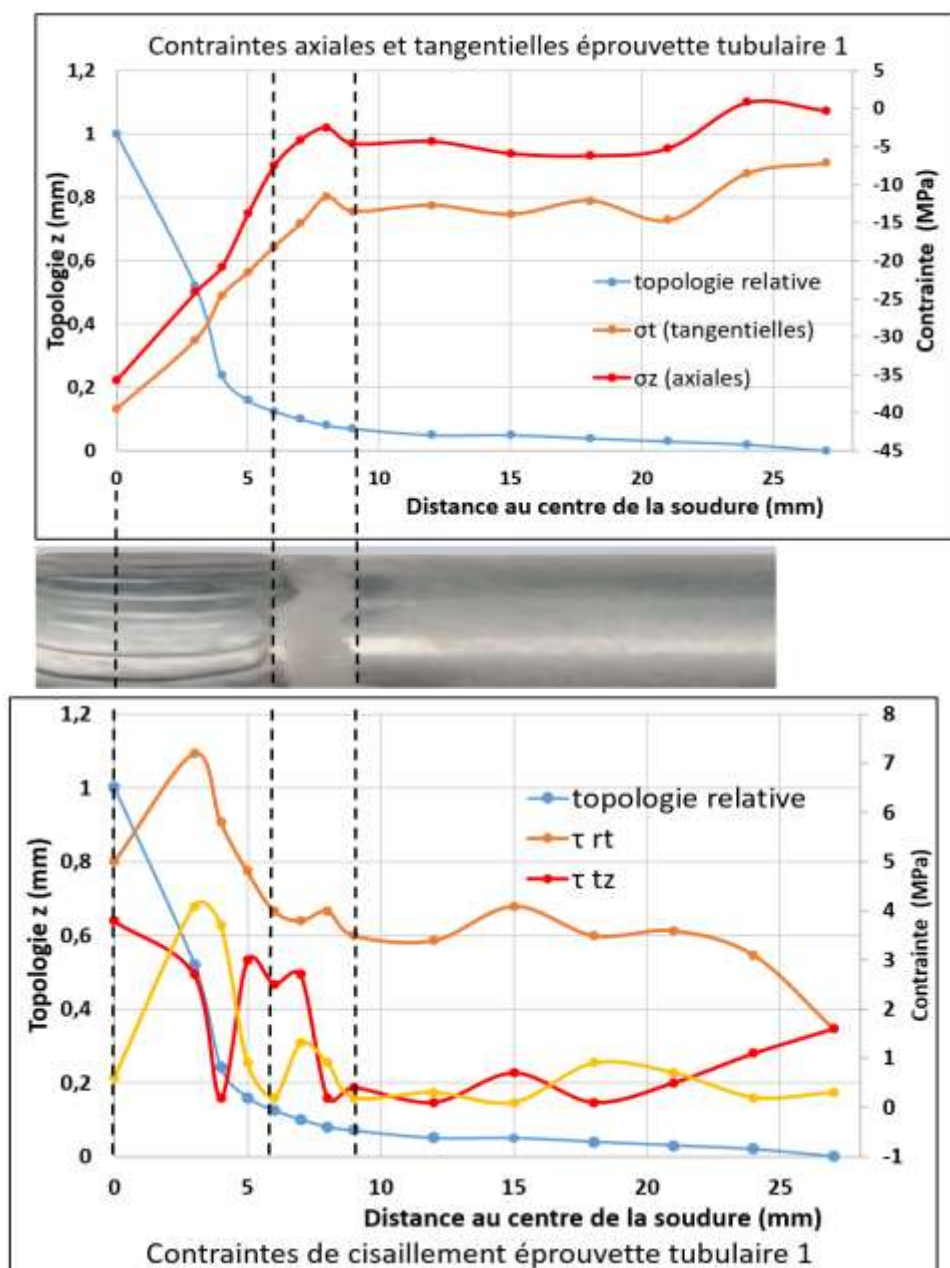


Figure 41 : Contraintes axiales, tangentielles et de cisaillement dans l'éprouvette tubulaire 1.

Pour la deuxième éprouvette testée, la première observation est cette fois encore que les contraintes de cisaillement soient très faibles et homogènes quel que soit la zone dans laquelle on fait la mesure. D'autre part on retrouve de nouveau des contraintes axiales et tangentielles de compression au centre du cordon de soudure et du même ordre de grandeur que pour l'éprouvette de traction. Les contraintes de compression tendent à revenir proche de zéro au moment où l'on sort de la zone grise à droite du cordon.

Cette fois on remarque, à *contrario* de l'éprouvette plate, une transition plus claire s'opère dans la zone grise. Il s'agit bien d'une zone de transition entre les contraintes de compression présente dans le cordon et les contraintes quasi nulles du métal de base. On note également une moins grande disparité dans l'évolution des contraintes axiales et tangentielles une fois sorti de la zone grise. Au vu des résultats obtenus sur ces deux premières éprouvettes, il semble que le procédé de soudage ait un impact localisé au niveau du cordon de soudure sur le champ de contraintes résiduelles.

Résultat éprouvette tubulaire 2

Dans le cas de la troisième éprouvette, nous avons réalisé des mesures de part et d'autre du cordon afin de visualiser l'évolution du champ de contraintes résiduelles de chaque côté.

Les résultats montrent, comme dans le cas de l'éprouvette plate mais de manière plus lisible ici, une symétrie dans la répartition des contraintes axiales et tangentielles avec une compression maximale atteinte au centre du cordon de soudure puis une transition vers un niveau de contraintes proche de zéro dans le reste de la structure. Encore une fois, les contraintes de cisaillement mesurées sont très faibles.

Bien que cela soit plus marquant dans le cas du premier tube (figure 41) par rapport aux autres éprouvettes, il semble que la zone d'influence du processus de soudage sur le champ de contraintes résiduelles se limite au cordon de soudure et dans une moindre mesure à la zone grise présente de part et d'autre de celui-ci. En effet, dans les trois cas, on observe des contraintes axiales et tangentielles de compression localisées dans le cordon et des contraintes de cisaillement très faibles dans l'ensemble de la structure. L'ordre de grandeur des contraintes de compression est le même pour les trois éprouvettes (de -30 à -40 MPa) ce qui reste relativement faible au regard de la limite élastique du matériau qui est de l'ordre de 270 MPa. Les contraintes résiduelles mesurées sont donc de l'ordre de 10% de la limite élastique au centre du cordon de soudure et deviennent quasi-négligeables une fois sorti de la zone soudée.

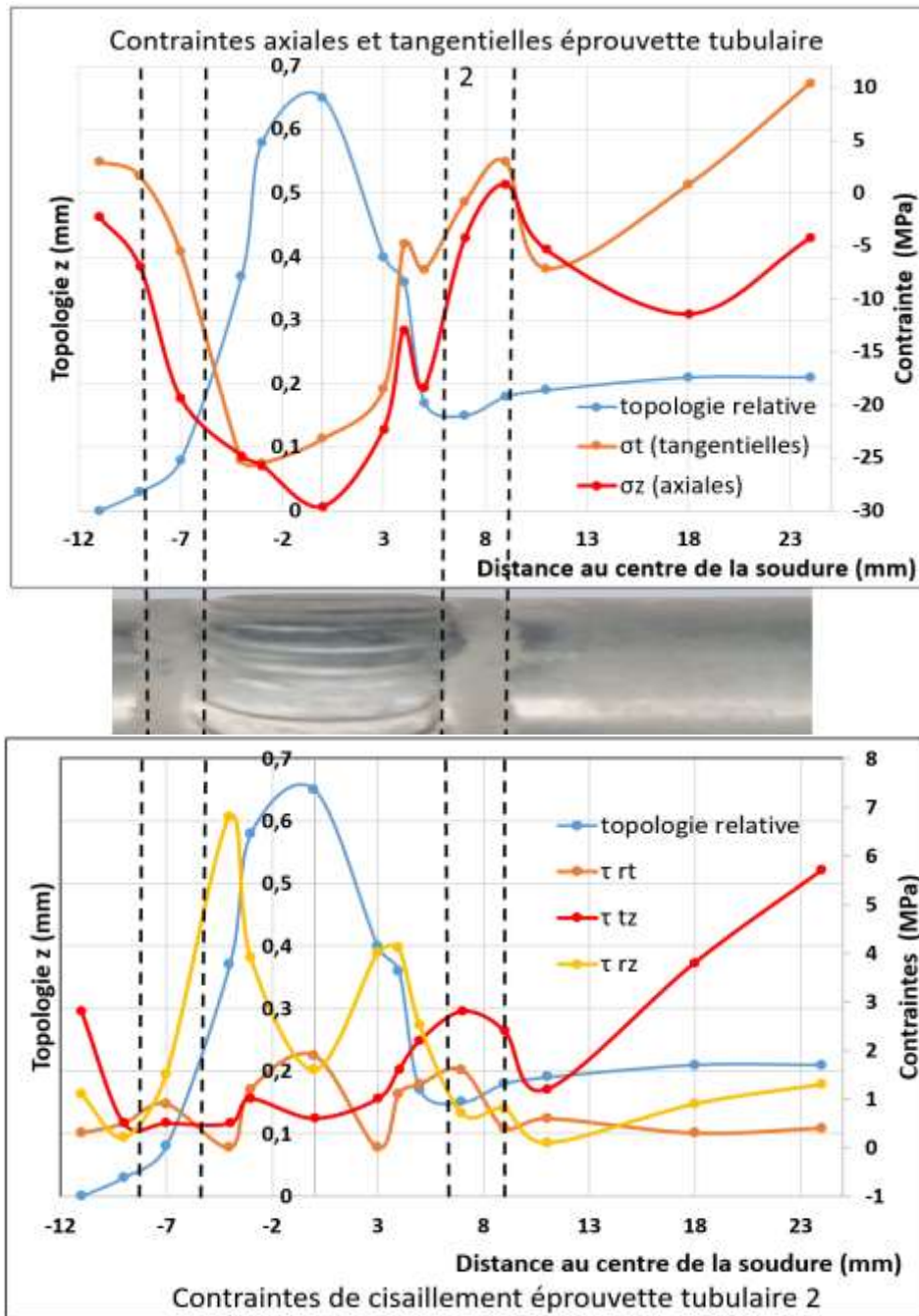


Figure 42 : Contraintes axiales, tangentielles et de cisaillement dans l'éprouvette tubulaire 2.

La mesure de contraintes faible en dehors des zones soudées malgré la fabrication des tubes et des decks de trotinettes par extrusion est à attribuer au traitement thermique T6. En effet, généralement les profils métalliques obtenus par extrusion présentent des contraintes résiduelles en surface en raison des fortes déformations plastiques subies. Le traitement thermique a donc correctement joué son rôle sur l'homogénéisation du champ de contraintes.

2.3.2 Evolution des contraintes résiduelles dans le cordon de soudure

Les résultats présentés précédemment ont permis de répondre à une partie des questions qui nous intéressent (répartition des contraintes résiduelles, zone d'influence etc...), cependant le nombre de points de mesures réalisées ne permet pas de conclure sur l'homogénéité du champ de contraintes résiduelles au centre du cordon de soudure. Pour ce faire, une série de 5 mesures supplémentaires sur chaque éprouvette tubulaire tout autour du cordon de soudure a été menée (filiation zone bleue sur la figure 38). Ces mesures sont réalisées à 90° degrés d'intervalle avec un point doublé afin d'avoir une idée de la répétabilité des mesures (Figure 43) sur les deux tubes.

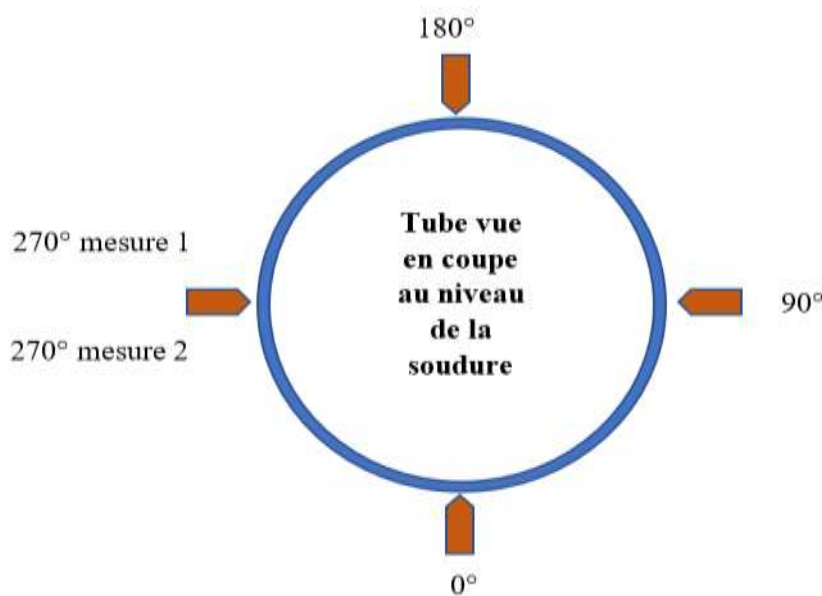


Figure 43 : schéma des points de mesures réalisés sur la circonférence des cordons de soudure pour les deux éprouvettes tubulaires.

De plus, pour chacun des tubes une attention particulière a été portée à réaliser des mesures dans les zones de raccordement de cordon de soudure. Ainsi, avec ces 10 mesures en supplément des 2 réalisées pour les filiations, nous avons une meilleure idée de l'homogénéité du champ de contraintes résiduelles en surface du cordon de soudure. Les résultats de cette deuxième série de mesures sont résumés dans le tableau 6.

Tableau 6 : mesures des contraintes résiduelles sur la circonférence des cordons de soudure

	Angle (°)	σ_t tangentiel (MPa)	σ_z axial (MPa)	τ_{tz} (MPa)	τ_{rt} (MPa)	τ_{rz} (MPa)
Tube 1	Filiation	-39,5	-35,7	3,8	-5	0,6
	0	-21,3	-17,7	-0,3	-3,1	0,4
	90	-42,6	-22,4	1,4	-12,8	-1,3
	180	-15,5	-30,5	0,6	-1,5	-0,3
	270	-30,9	-27,8	3,4	-4,1	1
	270	-33,3	-31,2	3,6	-4,3	1,1
Moyenne T1		-30,52	-27,55	2,08	-5,13	0,25
	Ecart type T1	10,44	6,51	1,75	3,95	0,91
Tube 2	Filiation	-23,2	-29,6	0,6	-1,9	1,6
	0	-13,8	-14,4	2,6	1,3	1
	90	-30,8	-29	-1,3	-2,7	-0,9
	180	-31,6	-33,6	2,7	5,1	-1,3
	270	-17,8	-26,6	0,7	1,2	-2,1
	270	-18,2	-26,3	-0,2	1,1	-2,1
Moyenne T2		-22,57	-26,58	0,85	0,68	-0,63
	Ecart type T2	7,33	6,52	1,57	2,77	1,58
Moyenne globale		-26,54	-27,07	1,47	-2,23	-0,19
	Ecart type global	9,55	6,23	1,71	4,45	1,31

Bien que l'on observe des disparités pouvant aller du simple au double pour certaines valeurs de contraintes axiales et tangentielles, on peut tout de même remarquer que la tendance observée avec les séries de mesures partant du centre du cordon se vérifie ici également. En effet, une fois de plus les contraintes de cisaillement sont très faibles et on retrouve toujours des contraintes axiales et tangentielles de compression dans les cordons de soudure de l'ordre de 10% de la limite élastique du matériau. D'autre part, on peut également noter que dans les cordons de soudure les contraintes axiales (selon l'axe de révolution du tube) et les contraintes tangentielles sont équivalentes, cela soutient la thèse d'un champ de contraintes résiduelles globalement faible et homogènes au centre des cordons de soudure. Il est également intéressant de noter que les points pris proche les uns des autres (270° mesure 1 et mesure 2) donnent des résultats pratiquement identiques. Cela montre que les mesures réalisées sont répétables et que les différences de contraintes observées dans les cordons, bien que restant faibles, sont significatives.

Une tendance générale se dégage mais avec des disparités non négligeables à l'intérieur des cordons de soudure. Malheureusement, ces disparités ne peuvent pas être expliquées de manière triviale en examinant les différentes positions de mesure. En effet, on ne remarque pas

d'augmentation ou de diminution significative des contraintes résiduelles au niveau des raccordements ou des amorces de cordon de soudure par exemple qui sont des zones ayant subi deux fois un apport de chaleur. Dans le cas du tube numéro 2 par exemple l'amorce et la fin du cordon se situe respectivement à 0° et à 180° or, on peut constater que ces points ne présentent pas des niveaux de contraintes identiques.

2.3.3 Conclusion sur les résultats expérimentaux.

Les mesures de contraintes résiduelles sur ces trois éprouvettes mettent en évidence un certain nombre de résultats globaux malgré les disparités entre échantillons.

Premièrement, l'influence de l'étape de soudage sur le champ de contraintes résiduelles ne s'étend que très peu en dehors des cordons de soudure. En effet, les résultats de filiation indiquent que le maximum du champ de contraintes est atteint au centre de ceux-ci et décroît ensuite rapidement en s'éloignant. On observe un niveau de contraintes très faible en dehors des zones soudées. Il s'agit donc bien d'un phénomène local concentré au niveau des soudures.

Deuxièmement, les contraintes résiduelles mesurées sont principalement des contraintes de compression présentes dans le cordon de soudure et son voisinage immédiat, et les différents points de mesure effectués sur la périphérie de ceux-ci montrent un champ de contraintes globalement homogène (même ordre de grandeur et même direction). Le fait que les contraintes résiduelles mesurées dans les cordons de soudure soient de compression est assez inhabituel. Effectivement, dans le cas d'un assemblage soudé, on attend généralement des contraintes de traction au cœur du cordon de soudure. Cette particularité pourrait être due aux conditions de bridage des échantillons pendant le soudage ou à la géométrie particulière de ces assemblages (cordon massif par rapport au reste de la structure). Il serait pertinent de réaliser des mesures de contraintes résiduelles via d'autres méthodes afin de pouvoir vérifier si l'on a le même champ de contraintes au cœur du cordon de soudure qu'en surface. Le recours à la méthode du trou ou du contour pourrait être utile ici afin de cartographier de manière plus complète le champ de contraintes dans l'ensemble du volume du cordon de soudure.

Troisièmement, ces mesures ont permis de confirmer la présence d'une ZAT que l'on pouvait observer visuellement. En effet, si l'on considère que les contraintes résiduelles mesurées sont dues au soudage, il semble logique que la limite de la zone grise observée en surface corresponde à un retour à un champ de contraintes quasi nul. Cette ZAT, visible via les mesures de contraintes résiduelles, notamment sur l'éprouvette tubulaire 1, n'avait pas été observée précédemment via la réalisation de filiations de microdureté. Bien que les micrographies présentées au chapitre 1 montraient une diminution de la taille des grains dans certaines zones proches des cordons de soudure, ce sont bien les mesures de contraintes résiduelles qui nous apportent la meilleure preuve de la présence d'une ZAT, sans pour autant mettre en évidence de variation de propriétés mécaniques importantes.

Enfin, les contraintes résiduelles présentes dans les assemblages soudés étudiés ici ne semblent pas être prépondérantes sur la tenue en fatigue. En effet, les contraintes mesurées sont de faible amplitude et en compression, ce qui a tendance à améliorer les performances en fatigue et non à les détériorer. L'étude des différents cas de charge imposés au cadre de vélo montre principalement des sollicitations en traction, torsion ou flexion au niveau du boîtier de pédalier

(zone souvent critique). Elles ne sont donc pas à considérer comme fortement impactantes sur la durée de vie en fatigue des cadres de vélo.

2.4 Modélisation numérique des contraintes résiduelles

2.4.1 Introduction

Dans le but de pouvoir introduire ces résultats expérimentaux dans un modèle numérique global, une méthode de simulation des contraintes résiduelles a été proposée. Pour la modélisation, nous partons de l'hypothèse que l'essentiel des contraintes mesurées sont d'origine thermique. En suivant cette hypothèse, la modélisation mise en place vise à recréer le procédé de soudage et donc à retrouver numériquement les champs de contraintes expérimentaux. Cette modélisation ne simule que le procédé de soudage et pas les autres étapes de fabrication qui modifient, elles aussi, le champ de contraintes résiduelles. L'idée est de réaliser une simulation thermomécanique correctement paramétrée qui sera en mesure de recréer le champ de contraintes expérimental. Si cette simulation n'est pas parfaitement représentative du procédé de soudage seul ce n'est pas un problème. Il est à noter également que nous ne modélisons ici que l'étape de soudage et pas les autres étapes du cycle de vie de la structure.

Il existe différentes méthodes de simulation des procédés de soudage, qui se distinguent principalement par le degré de couplage entre les phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques. La plus répandue repose sur une approche thermomécanique découplée : on commence par simuler le champ thermique généré par le passage de la source de chaleur, souvent modélisée par un modèle de type double ellipsoïde. Ce champ thermique est ensuite utilisé comme entrée dans une simulation mécanique pour calculer les déformations et les contraintes résiduelles. Cette méthode, largement utilisée en ingénierie, offre un bon compromis entre précision et coût de calcul. Elle permet de prendre en compte les effets de l'historique thermique sur le comportement du matériau sans introduire de complexité excessive dans la résolution numérique (Lindgren, 2007).

Une autre approche, plus complète mais également plus coûteuse en temps de calcul, consiste à réaliser une simulation thermomécanique couplée, où les équations de transfert thermique et de mécanique des milieux continus sont résolues simultanément. Cette méthode permet de mieux modéliser les interactions dynamiques entre les champs de températures et les réponses mécaniques instantanées, notamment dans les zones fortement sollicitées ou à comportement non linéaire marqué. Elle est particulièrement pertinente pour les simulations de procédés de soudage impliquant de forts gradients thermiques ou des géométries complexes.

Dans les deux cas, un soin particulier doit être apporté au modèle de la source thermique, qui doit être calibré pour reproduire fidèlement la distribution de température réelle. De même, les propriétés thermo-mécaniques du matériau (conductivité thermique, capacité calorifique, modules élastiques, comportement plastique, coefficient de dilatation thermique, etc.) doivent être renseignées de manière précise en fonction de la température, car leurs évolutions conditionnent directement la formation des contraintes résiduelles.

Dans cette étude, la méthode choisie repose sur une simulation thermomécanique découplée, qui permet une mise en œuvre plus flexible tout en reproduisant de manière satisfaisante les principaux effets thermiques du procédé de soudage sur la pièce.

2.4.2 Modèle mise en place

L'objectif de ce modèle est la simulation thermomécanique du soudage afin de comprendre son impact sur la structure, notamment sur la répartition et l'amplitude des contraintes résiduelles. La mise en place de cette méthode de simulation s'est faite en collaboration avec deux étudiants de l'école Polytech Lille dans le cadre de leur projet de dernière année.

La méthode de simulation proposée vise à reproduire l'apport de chaleur et de matière progressif au cours du temps. Pour cela, la soudure est divisée en plusieurs facettes qui sont ajoutées puis chauffées les unes après les autres au cours de la simulation. Concrètement le cordon de soudure est découpé en plusieurs morceaux qui sont activés successivement au cours de la simulation en même temps que la source de chaleur se déplace le long de la ligne de soudure, cela permet la modélisation de l'apport de matière au cours du soudage. Cette méthode permet l'introduction de la notion de gamme de soudage dans la simulation et ouvre donc la possibilité de réaliser des études paramétriques afin d'optimiser l'ordre de réalisation des soudures.

La modélisation se fait en utilisant le logiciel ANSYS et deux calculs : le premier en thermique transitoire, relié ensuite à un calcul statique classique. De plus, l'automatisation de la modélisation du soudage se fait en utilisant le module ACT et l'extension « Welding Distortion Wizard ».

Utilisation du module Welding Distortion Wizard

L'utilisation de ce module permet la modélisation réaliste des soudures ainsi que la prise en compte de plusieurs soudures sur une structure complète avec leur réalisation successive. Pour cela, les étapes suivantes sont à respecter :

- Premièrement, les différentes soudures que l'on souhaite modéliser doivent être découpées en différentes facettes (minimum 6 par soudure). Une étape de préparation de la géométrie est donc nécessaire afin que les soudures apparaissent comme des corps indépendants du reste de la structure.
- Deuxièmement, une préparation plus classique du modèle numérique est à réaliser avec le paramétrage du maillage et la définition des matériaux de la structure. Dans notre cas, nous avons défini deux matériaux : un pour le métal de base et un pour les soudures. Dans les deux cas, les paramètres thermiques sont les mêmes, avec la prise en compte d'un coefficient de dilatation thermique, de la conductivité thermique isotrope et de la capacité calorifique à pression constante. En l'absence de mesure directe, ces paramètres ont été extraits de la littérature. En revanche, des lois d'écrouissage

bilinéaires différentes ont été utilisées pour les cordons de soudure et le métal de base. Les paramètres de ces lois sont issus des résultats des essais de micro-traction présentés au chapitre 4. La figure 44 présente les différents paramètres matériaux utilisés pour ces modélisations.

Métal de base			
	A	B	C
1	Propriété	Valeur	Unité
2	Variables des champs matériaux	Tableau	
3	Masse volumique	2680	kg m ⁻³
4	Coefficient isotrope sécant de dilatation thermique		
5	Coefficient de dilatation thermique	2,36E-05	K ⁻¹
6	Elasticité isotrope		
7	Dériver de	Module de Yo...	
8	Module de Young	71	GPa
9	Coefficient de Poisson	0,33	
10	Module de Compression	6,9608E+10	Pa
11	Module de cisaillement	2,6692E+10	Pa
12	Ecoulement isotrope bilinéaire		
13	Tableau actif	Plastic	
14	Limite élastique	289	MPa
15	Module tangent	1433	MPa
16	Conductivité thermique isotrope	130	W m ⁻¹ K ⁻¹
17	Pression constante de chaleur spécifique, C _p	960	J kg ⁻¹ K ⁻¹

Soudure			
	A	B	C
1	Propriété	Valeur	Unité
2	Variables des champs matériaux	Tableau	
3	Masse volumique	2680	kg m ⁻³
4	Coefficient isotrope sécant de dilatation thermique		
5	Coefficient de dilatation thermique	2,36E-05	K ⁻¹
6	Elasticité isotrope		
7	Dériver de	Module de You...	
8	Module de Young	71	GPa
9	Coefficient de Poisson	0,33	
10	Module de Compression	6,9608E+10	Pa
11	Module de cisaillement	2,6692E+10	Pa
12	Ecoulement isotrope bilinéaire		
13	Tableau actif	Plastic	
14	Limite élastique	248	MPa
15	Module tangent	1915	MPa
16	Conductivité thermique isotrope	130	W m ⁻¹ K ⁻¹
17	Pression constante de chaleur spécifique, C _p	960	J kg ⁻¹ K ⁻¹

Figure 44 : Paramètres matériaux appliqués aux deux parties de la structure.

Ensuite, il est nécessaire de nommer correctement les différents corps impliqués dans la soudure afin que le module soit capable de les retrouver automatiquement. Une fois cela fait, on peut lancer l'extension Welding Distortion Wizard et définir les différents paramètres (nombre de soudures, température de fusion, temps entre deux soudures, etc.). L'extension va ensuite automatiquement générer les soudures et notamment les contacts entre les différents éléments de la structure.

La dernière étape avant le lancement de la simulation thermique est la vérification des contacts créés par l'extension et la mise en place des conditions aux limites statiques et

thermiques, en fixant les différentes parties de la structure en fonction du bridage que l'on souhaite modéliser et en appliquant une convection sur tous les corps.

Enfin, une fois la simulation thermique terminée on peut ouvrir le modèle statique, ajouter le temps de refroidissement que l'on souhaite et analyser les résultats mécaniques.

Modélisation des éprouvettes tubulaires.

Dans un premier temps, des modélisations ont été réalisées afin de reproduire les champs de contraintes résiduelles mesurés expérimentalement sur les éprouvettes tubulaires. Pour cela, la géométrie des éprouvettes a été reprise mais sans prendre en compte la surépaisseur du cordon de soudure. La méthodologie mise en œuvre est celle décrite précédemment. La figure 45 présente la géométrie utilisée ainsi que l'apport successif de chaleur sur les différentes facettes de la soudure. Les conditions de bridage sont identiques à celles utilisées réellement pour l'assemblage des éprouvettes, à savoir un encastrement des deux morceaux de tubes.

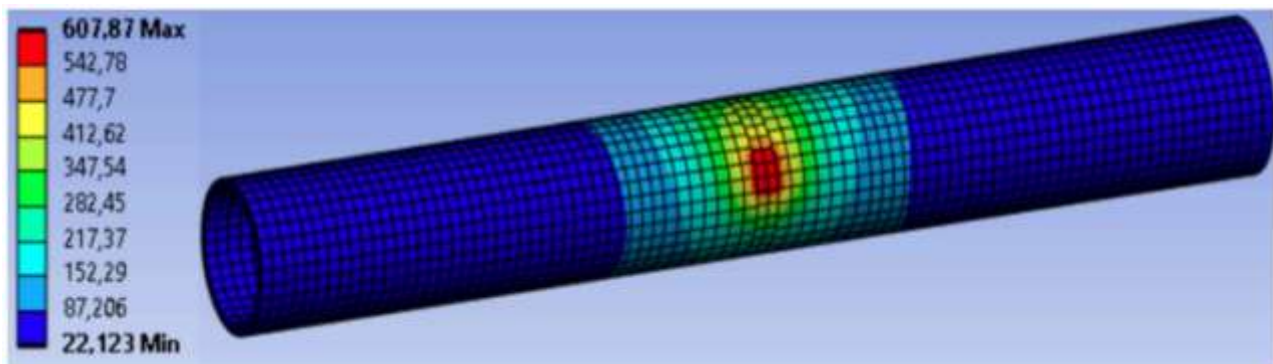


Figure 45 : température (en Kelvin) dans l'éprouvette après le soudage de la dernière facette.

Une fois le temps de refroidissement ajouté (dans notre cas 1500 s) dans l'analyse statique, on peut étudier les résultats pour les contraintes axiales et tangentielles et les comparer aux résultats expérimentaux. La figure 46 propose une comparaison de deux facettes à titre d'exemple, avec les résultats obtenus pour l'éprouvette tubulaire 1 (tableau 6).

Les résultats numériques montrent une corrélation correcte, bien que non parfaite, avec les mesures expérimentales au centre de chaque facette. En effet, on retrouve bien des contraintes de compression et du bon ordre de grandeur approximatif (quelques dizaines de MPa). En revanche, on peut remarquer une concentration de contraintes très forte au niveau des coins des facettes, avec des contraintes numériques dépassant largement la limite élastique du matériau.

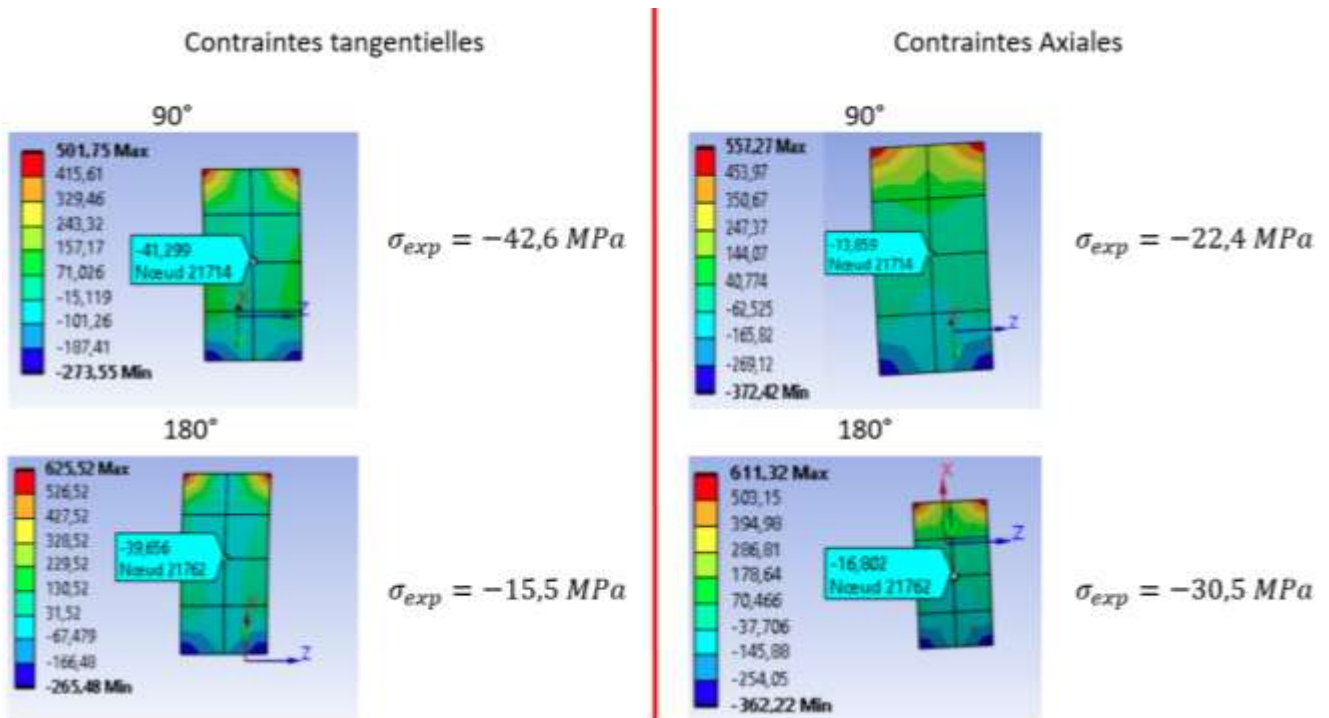


Figure 46 : Comparaison des résultats numériques avec ceux obtenus expérimentalement sur l'éprouvette tubulaire 1.

Modélisation de deux soudures sur un cadre de vélo

Une modélisation de deux soudures sur le triangle avant d'un cadre de vélo a ensuite été réalisée afin de valider l'applicabilité de cette méthode sur une structure complète. Dans le cas de la modélisation de plusieurs soudures, le module utilisé prend en compte un temps de refroidissement entre chacune d'elles, ce qui permet une modélisation fidèle de la gamme d'assemblage de la structure. Sur le triangle avant, les deux soudures modélisées sont celles au niveau du tube de direction. La géométrie de cadre utilisé dans ce modèle a été fournie par Decathlon, il s'agit d'une modélisation 3D prenant en compte l'épaisseur des tubes avec une taille de maille de quelques millimètres. Pour cette simulation le cadre est encasté au niveau de la douille de direction et du boîtier de pédalier et laissé libre au niveau du tube de selle.

Ici, l'objectif était de travailler sur la modélisation de la gamme de soudage. Pour cela, deux simulations ont été réalisées en modifiant le point d'amorce de la soudure. Cela a permis de comparer les déplacements totaux après refroidissement (Figure 47).

La méthodologie de simulation proposée ici permet donc la visualisation de l'impact d'une modification dans la gamme de soudage. En effet entre les deux images de la figure 47 la seule différence est la facette sélectionnée pour commencer la soudure et on note une inversion du sens des déplacements après refroidissement tout en conservant sensiblement le même ordre de grandeur.

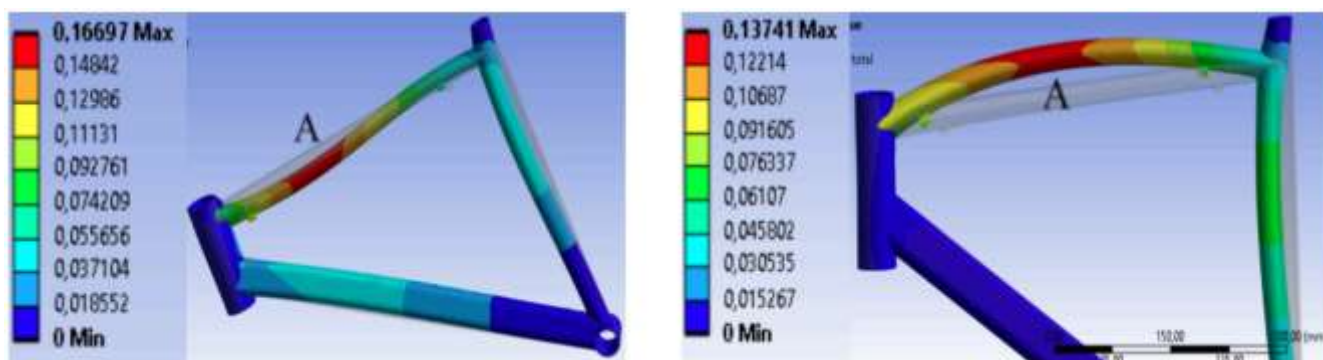


Figure 47 : Comparaison des déplacements totaux (mm) après refroidissement pour deux points d'amorces de soudure différents.

2.4.3 Analyse des résultats

L'objectif de départ était de proposer une méthode de simulation pour estimer un état de contraintes résiduelles et retrouver le profil de contraintes d'un point de vue qualitatif. La simulation proposée permet effectivement de retrouver un champ de contraintes résiduelles en compression au centre du cordon et avec le bon ordre de grandeur. Cependant, des problèmes importants persistent aux interfaces entre les facettes et avec le reste de la structure avec des gradients de contraintes très importants.

Toutefois, la méthodologie de simulation proposée ici semble prometteuse à la fois pour la prédiction du niveau de contraintes résiduelles, mais aussi pour l'optimisation des gammes d'assemblage. En effet, elle reproduit de manière fidèle la géométrie du problème, le bridage et le phénomène physique du soudage. De plus, cette méthode permet la réalisation d'études paramétriques sur l'influence des différents paramètres matériaux et procédé sur le champ de contraintes résiduelles, ainsi que sur les déplacements et déformations après refroidissement.

La simulation de l'étape de traitement thermique T6 doit encore être ajoutée à la suite des simulations de soudage afin de reproduire la totalité du procédé industriel. En effet les comparaisons faites actuellement entre ce premier modèle numérique et les mesures expérimentales ne sont pas satisfaites. La modélisation du traitement thermique post soudage sera donc une amélioration importante de ce modèle.

Idéalement, ce modèle devrait également être approfondi, notamment afin de supprimer les problèmes de concentration de contraintes fictives dans les coins des facettes. Cela permettrait l'intégration du champ de contraintes résiduelles dans une simulation complète d'un cadre de vélo et d'étudier plus en profondeur les différents paramètres influents sur celui-ci. Cependant, le développement de cette modélisation c'est fait en parallèle de la réalisation des mesures de contraintes résiduelles et au vue des résultats expérimentaux (contraintes faibles et en compression) il a été décidé de ne pas poursuivre son développement et de consacrer d'avantage de temps à d'autres aspects de la thèse.

2.5 Conclusions

Les résultats expérimentaux obtenus grâce à ces mesures de contraintes résiduelles ont permis de répondre aux différentes interrogations présentées au début de ce chapitre et de mieux comprendre les phénomènes physiques impliqués localement au niveau des soudures.

En effet, les mesures indiquent que, dans les zones éloignées des soudures, le niveau de contraintes résiduelles est très faible (quelques MPa), ce qui peut être considéré comme négligeable au regard de la limite élastique. Le traitement thermique T6 homogénéise donc correctement le champ de contraintes potentiellement induit par les différentes étapes de fabrication et la structure dans sa globalité ne présente que très peu de contraintes résiduelles. Seules les zones soudées subissent un champ de contraintes résiduelles plutôt homogène et de compression de l'ordre de 10% de la limite élastique avec un maximum au centre des cordons de soudure.

Ces mesures ont également permis de confirmer la présence de ZAT que l'on pouvait observer visuellement en surface sans pour autant mettre en évidence de variations de propriétés importantes dans cette zone. En effet, du point de vue du champ de contraintes résiduelles, il s'agit surtout d'une zone de transition entre le cordon et le reste de la structure. Cela est en accord avec les résultats du chapitre 1 : bien que la ZAT soit visuellement identifiable (variation de microstructure et différence d'aspect en surface) elle ne semble pas présenter de variations de propriétés importantes par rapport au métal de base. Ces premières conclusions sont bienvenues pour Decathlon car elles ne mettent pas en avant de problèmes importants dans les procédés de fabrication.

D'autre part, malgré les pistes d'amélioration présentées plus haut, la méthodologie numérique proposée permet la réalisation d'études paramétriques afin de comprendre l'influence des différents paramètres, sur le champ de contraintes résiduelles induit par le soudage.

Comme expliqué au début de ce chapitre, il s'agit d'une première campagne expérimentale qui avait pour objectif de prendre la mesure du phénomène. L'objectif de savoir si les contraintes résiduelles présentes dans les zones soudées jouent ou non un rôle important dans les fissurations en fatigue observées en pied de cordon de soudure est rempli. En effet, les différents résultats expérimentaux présentés ici montrent que les contraintes résiduelles présentes dans les assemblages soudés après traitement thermique ne jouent pas de rôle prépondérant sur la tenue en fatigue au vu de leur faible amplitude et de leur sens.

Après étude des résultats de cette campagne, il a été décidé de ne pas réaliser d'autres de mesures, sur un plus grand nombre d'éprouvettes ou plus en profondeur dans la matière par exemple. En effet, bien que de telles mesures pourraient être intéressantes d'un point de vue de la maîtrise de la production, cela n'entre pas directement dans les objectifs de cette thèse. Il est toutefois intéressant de noter que des discussions afin de réaliser des mesures sur des cadres de vélo complet via d'autres méthodes expérimentales sont en cours. En effet, cela permettrait de s'affranchir des problèmes de représentativité des éprouvettes évoqués précédemment et de tester l'influence d'autres géométries.

Chapitre 3 : Observation expérimentale des localisations de déformations dans les zones soudées.

3.1 Introduction

La fiabilité d'un cadre soudé dépend presque toujours de sa zone la plus fragile qu'il faut être en mesure de quantifier. Dans les assemblages en aluminium, cette fragilité provient de la discontinuité microstructurale entre le métal de base, la ZAT et le cordon de soudure. Chacune de ces zones présentent des propriétés mécaniques spécifiques (présence d'un gradient de propriétés), mises en évidence par les mesures de contraintes résiduelles et d'observations microstructurales. Comprendre leur rôle et prédire leur influence suppose d'identifier des lois de comportement distinctes pour chacune d'elles.

Dans ce chapitre des essais de micro-traction sont présentés, ces essais sont menés sur des éprouvettes plates miniaturisées prélevées dans la zone de l'assemblage soudé (sur des decks de trotinettes dans ce cas). Le protocole de soudage est le même que celui des vélos et les épaisseurs des tôles sont proches également. Il s'agit du même type d'éprouvettes que l'éprouvette plate utilisée au chapitre 2 afin de réaliser des mesures de contraintes résiduelles par DRX.

La déformation des éprouvettes est suivie expérimentalement à l'aide d'une technique de mesures par stéréo-corrélation d'images numériques (2D1/2-DIC), développée récemment au laboratoire (Caron 2024). Cette approche expérimentale permet d'obtenir non seulement des courbes globales contrainte-déformation, mais surtout des champs de déplacements et de déformation locaux, offrant une richesse d'information indispensable à l'identification inverse des paramètres matériaux. Pour cette étude, on fait l'hypothèse que le module d'Young est le même pour tout l'assemblage. En effet, toutes les parties sont en alliage d'aluminium et la soudure ne devrait pas avoir d'impact significatif sur l'élasticité du matériau. Nous chercherons donc à identifier les variations de comportement plastique entre les différentes zones de la soudure.

Ce chapitre a pour objectif de déterminer les champs de déformations en surface des éprouvettes. Il s'agit d'une analyse qualitative visant à comparer le comportement mécanique des différentes zones de la soudure : le métal de base, la ZAT et le cordon. Les résultats expérimentaux issus de ces essais de micro-traction seront ensuite exploités dans le chapitre 4 à l'aide d'un modèle numérique, afin de déterminer les lois de comportement élastoplastiques propres à chacune de ces trois zones par une méthode d'identification inverse. Les chapitres 3 et 4 sont ainsi étroitement liés et s'inscrivent dans une démarche de couplage expérimental-numérique visant à identifier les propriétés mécaniques locales des assemblages soudés.

3.2 Préparation des éprouvettes

Pour garantir la représentativité, les éprouvettes auraient idéalement dû être prélevées directement sur un cadre de vélo, cible de cette thèse. Toutefois, l'absence de surfaces planes adaptées à l'instrumentation a conduit à utiliser des trotinettes en aluminium 6061 soudées par TIG manuel avec apport 4043 et traitement T6. Les procédés de fabrication étant identiques, il est raisonnable de faire l'hypothèse que les propriétés mécaniques sont comparables et que les résultats obtenus peuvent être transposés aux cadres de vélo. Les éprouvettes testées ont donc

été prélevées sur des decks de trottinette soudés bout à bout directement issus de la production de Decathlon. La figure 48 présente la géométrie générale des trottinettes et de la zone utilisée pour le prélèvement.



Figure 48 : illustration de la position du deck sur le modèle de trottinettes choisi.

Le prélèvement des éprouvettes a été réalisé par électroérosion fil (EDM). Ce procédé, basé sur l'enlèvement de matière par décharges électriques, présente l'avantage de limiter les sollicitations mécaniques et thermiques pendant la découpe et donc d'altérer le moins possible l'état mécanique initial. Les éprouvettes prélevées sont de tailles relativement réduites avec une zone utile de 30mm par 6mm. La découpe est réalisée perpendiculairement au cordon de soudure afin que celui-ci soit positionné au milieu de la zone utile de l'éprouvette. La figure 49 présente les différentes étapes de prélèvement des éprouvettes.

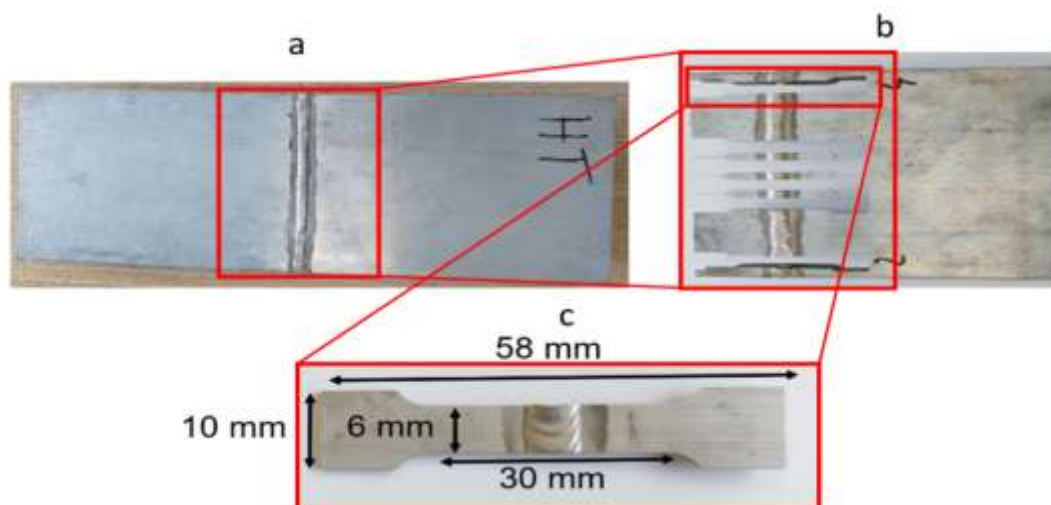


Figure 49 : Étapes de prélèvement des éprouvettes. Portion de deck soudés bout à bout (a), deck après découpe (b), géométrie des éprouvettes prélevées (c).

Une fois les éprouvettes découpées, leur surface a été polie mécaniquement à l'aide de papier abrasif et d'une solution diamantée jusqu'à une granulométrie de 1 micron. Cette étape vise à obtenir une surface plane. En effet elle permet d'éliminer les irrégularités géométriques liées à la surépaisseur du cordon et à supprimer tout défaut de surface qui pourraient localiser les déformations. Après polissage la section de l'éprouvette devient donc constante. Cela garantit que les essais de micro-traction ne sollicitent que le matériau sans interférence des effets géométriques de la soudure. De plus, l'étape de polissage permet ensuite de réaliser des micrographies de bonne qualité.

Pour révéler la microstructure, les surfaces polies sont attaquées chimiquement au réactif de Keller. Une fois la microstructure révélée par l'attaque chimique, des micrographies en microscopie optique ont été réalisées sur toute la zone utile des éprouvettes, puis assemblées via la fonction stitching du microscope, permettant de reconstituer une vue d'ensemble continue de la microstructure locale (figure 50).

Afin de faciliter l'exploitation ultérieure des champs de déformations, des indentations de repérage ont été réalisées de part et d'autre de la zone d'intérêt (voir extrémité de l'éprouvette sur la figure 50). Ces repères serviront par la suite à recaler précisément les micrographies de la microstructure avec les champs de déplacements et de déformations obtenus par corrélation d'images numériques, garantissant ainsi une analyse conjointe entre structure et comportement mécanique. En effet, une fois le mouchetis appliqué sur les éprouvettes, la microstructure ne sera plus visible.

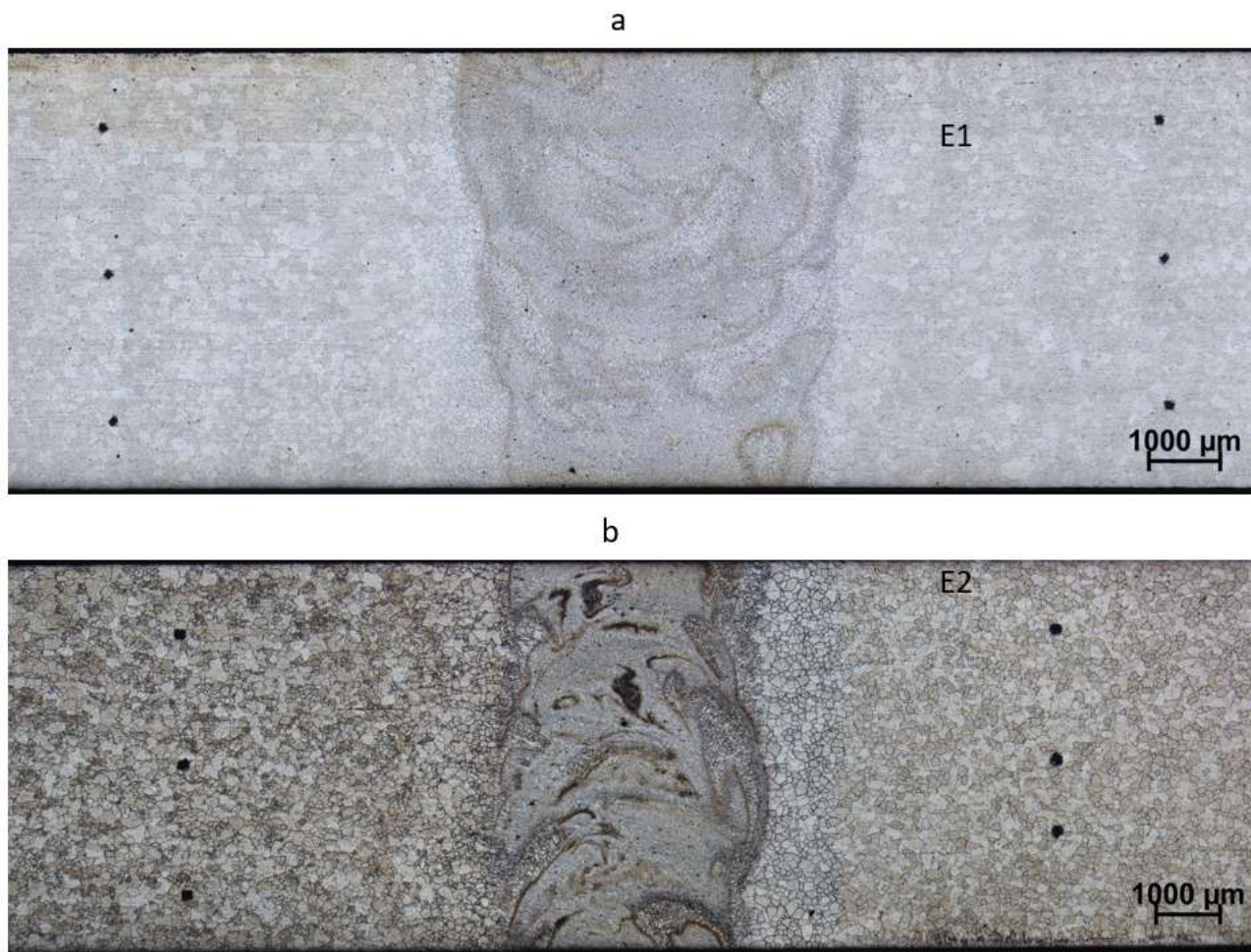


Figure 50 : Microstructure des deux éprouvettes testées. Eprouvette E1 en haut (a) et éprouvette E2 en bas (b).

Enfin, pour permettre la mise en œuvre de la corrélation d'images numériques, la surface des éprouvettes a été recouverte d'un mouchetis aléatoire à haut contraste. Après un nettoyage minutieux, une fine couche de peinture noire a été appliquée à l'aide d'un aérographe, servant de fond, suivie d'une pulvérisation d'une poudre fine de carbonate de calcium diluée dans de l'éthanol, toujours à l'aérographe. L'utilisation de cette poudre permet d'obtenir un mouchetis plus fin et réduit la présence de grosses particules par rapport à l'utilisation d'une peinture blanche classique, le but est d'obtenir des particules d'une taille comprise entre 10 et 20 microns. La figure 51 permet de visualiser le mouchetis global. Ce mouchetis, aussi fin et uniformément réparti que possible, constitue un élément clé de la qualité des mesures, car il conditionne la fidélité des corrélations réalisées lors du traitement d'images.

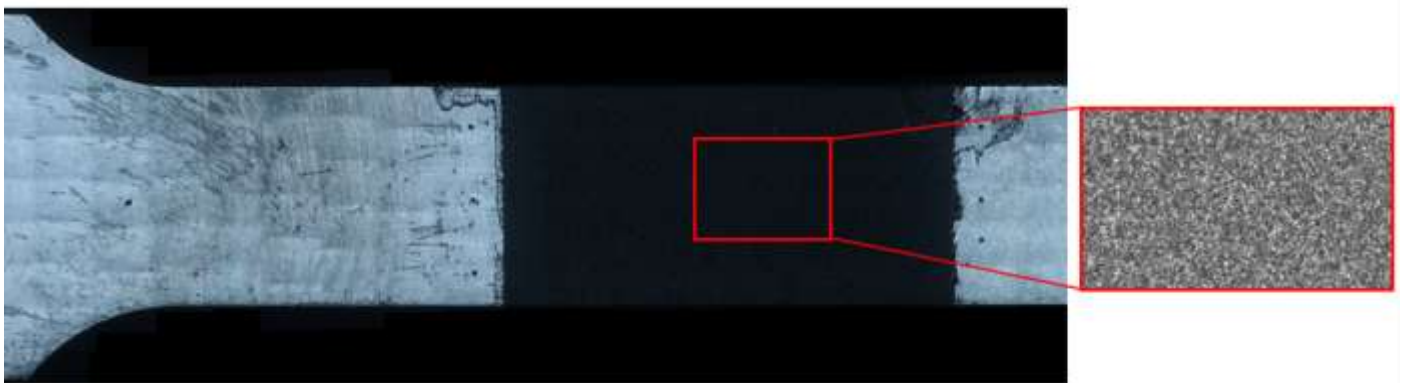


Figure 51 : Position du mouchetis sur la zone utile des éprouvettes.

Une fois le mouchetis réalisé la préparation des éprouvettes est terminée. Au total 3 éprouvettes ont été préparées, une afin de tester la méthode d'essais et deux pour l'obtention de résultats finaux. Ce protocole de préparation, bien que contraignant, établit une base robuste pour la suite de l'étude : l'obtention de champs de déformations exploitables et représentatifs, nécessaires à l'identification inverse des lois de comportement locales.

Dans la suite de ce chapitre, après une revue bibliographique sur la corrélation d'images numériques, la réalisation des essais et les résultats expérimentaux obtenus sur les deux éprouvettes principales seront détaillés.

3.3 Mesures de champs cinématiques.

Dans le cadre de ces essais, l'objectif est d'accéder aux champs mécaniques en surface, c'est-à-dire de pouvoir mesurer non seulement des valeurs globales de déformation, mais aussi leur distribution spatiale. Cette information est indispensable lorsque l'on cherche à caractériser des matériaux hétérogènes, tels que les assemblages soudés, où le métal de base, la ZAT et le cordon présentent des comportements distincts. Différentes approches expérimentales existent pour accéder à ces champs de déplacements et de déformations, chacune présentant des avantages et des limitations.

3.3.1 Mesures locales classiques

Les méthodes les plus traditionnelles reposent sur l'utilisation de jauges de déformation collées à la surface des éprouvettes (figure 52a). Ces jauges, extrêmement répandues dans l'ingénierie, offrent une bonne précision sur une zone donnée, mais elles ne fournissent qu'une valeur moyenne intégrée sur leur longueur active. Ainsi, elles ne permettent pas de capturer les gradients locaux de déformation, ce qui est particulièrement problématique dans les zones de concentration de contraintes, comme les soudures ou les interfaces. Les capteurs de déplacement de type LVDT ou les extensomètres (figure 52b) permettent de suivre des déplacements globaux avec une bonne précision, mais ils ne renseignent pas sur la distribution spatiale des champs (Dally & Riley, 1991).

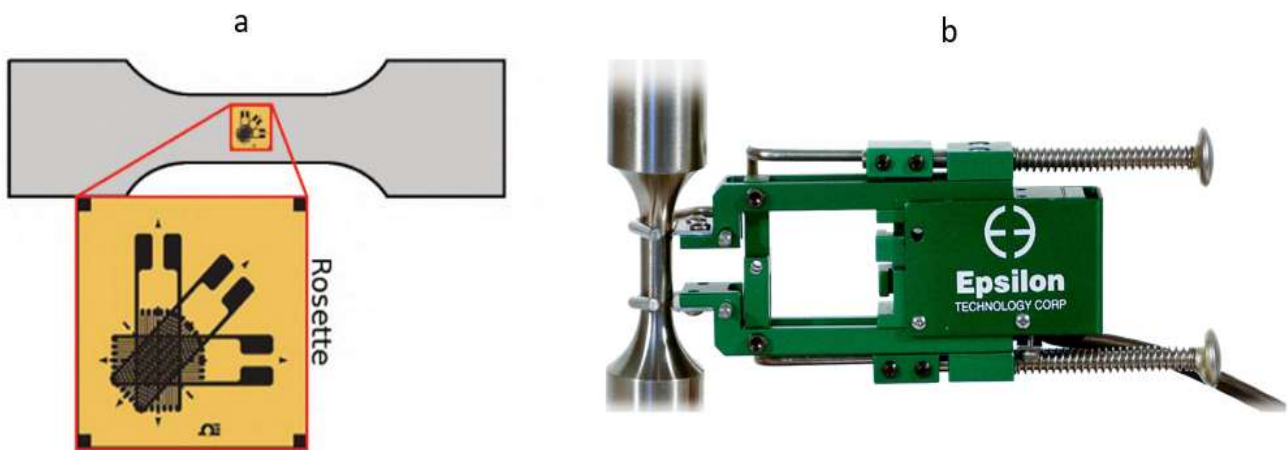


Figure 52 : Illustration d'une mesure ponctuelle par une rosette de jauges de déformation (a) et d'une mesure globale par un extensomètre (b).

3.3.2 Corrélation d'images numériques.

La corrélation d'images numériques (DIC) est une méthode optique de mesure de champs qui consiste à comparer une image de référence, prise avant sollicitation, à une série d'images acquises au cours de l'essai. L'image est discrétisée en zones caractéristiques dont l'évolution est suivie grâce au mouchetis appliqué sur la surface de l'éprouvette. On obtient ainsi un champ de déplacements continu, qui peut ensuite être dérivé pour calculer les champs de déformations.

Dans ce travail, nous avons retenu une approche directe de type *optical flow*, implémentée dans l'algorithme **Disflow** (Caron, 2024). Cette méthode estime un champ dense de déplacements en minimisant une fonction d'erreur qui combine :

- Un terme de fidélité photométrique, qui mesure la différence entre l'image initiale et l'image recalée,

- Un terme de régularisation, qui contraint la continuité du champ et limite l'influence du bruit.

L'avantage de Disflow réside dans sa robustesse vis-à-vis des artefacts expérimentaux (bruit capteur, éclairage hétérogène, texture irrégulière) et dans sa capacité à fournir des champs cohérents sans recourir à un filtrage à posteriori. Une précision sub-pixelique est obtenue grâce à l'interpolation des niveaux de gris, permettant d'atteindre des sensibilités de l'ordre de 10^{-2} à 10^{-3} pixels. Cette résolution est essentielle dans le cas des micro-éprouvettes, où les déformations locales peuvent être très faibles mais déterminantes. Dans le cas des essais réalisés ici la taille de pixel est de $4.35\ \mu\text{m}$. Des précisions sur la fonction à minimiser et sur Disflow sont présentées dans l'annexe 2.

Plusieurs facteurs conditionnent la qualité des champs obtenus : la stabilité mécanique du banc d'essai, le rapport signal/bruit des caméras, et surtout la qualité du mouchetis, qui doit présenter un contraste élevé et une répartition homogène comme vu précédemment (Bornert et al., 2009). Des tests préliminaires (translations imposées, analyse d'histogrammes) ont été réalisés afin de valider ces paramètres et seront présentés dans la suite de ce chapitre.

La DIC présente trois atouts majeurs dans notre contexte :

1. **Mesure en champ complet** : contrairement aux jauges ou extensomètres, elle renseigne sur la distribution locale des déformations au sein de l'éprouvette.
2. **Adaptation aux hétérogénéités** : elle permet de distinguer la réponse mécanique du métal de base, de la ZAT et du cordon.
3. **Compatibilité avec l'identification inverse** : les champs mesurés peuvent être directement exploités pour alimenter le jumeau numérique et contraindre les lois de comportement locales.

3.3.3 Stéréo-corrélation d'image (2D1/2-DIC)

La limite principale de la DIC 2D réside dans l'hypothèse d'absence de déplacements hors-plan. Or, dans le cas de micro-éprouvettes soudées, même de faibles gauchissements ou des excentrations peuvent induire des artefacts importants. Pour pallier cette difficulté, la **stéréo-corrélation (2D1/2-DIC)** a été mise en œuvre (Soloff et al., 1997 ; Schreier et Sutton, 2000). Cette configuration, utilisant deux caméras synchronisées et un protocole de calibration spécifique, permet de reconstruire la position tridimensionnelle des points suivis et d'éliminer les biais liés aux mouvements hors du plan. Bien que seules les composantes dans le plan soient exploitées par la suite (E_{xx} , E_{yy} , E_{xy}), cette approche garantit une mesure plus robuste et plus fiable des champs nécessaires à l'identification des lois de comportement locales.

Le principe de la stéréo-DIC repose sur deux ingrédients essentiels :

- La calibration, qui permet de déterminer les paramètres intrinsèques (caractéristiques propres à chaque caméra, comme la focale, le centre optique ou la distorsion) et extrinsèques (position et orientation relatives des caméras) du système. Cette étape est indispensable pour établir la correspondance géométrique entre les images et l'espace 3D réel.

- La fonction de corrélation, de même que pour la corrélation d'image 2D, qui évalue la fidélité photométrique entre l'image de référence et l'image déformée. Mathématiquement, il s'agit de minimiser une fonction de coût. Cette minimisation peut s'appuyer sur différentes normes comme la norme L1, la norme L2 ou un compromis comme la fonction de Huber (voir annexe 2) (Pan et al., 2009 ; Caron, 2024).

La calibration constitue une étape cruciale pour la précision du procédé. Elle repose généralement sur l'observation d'un motif de calibration (grille ou damier) dont la géométrie est parfaitement connue. La figure 53 présente deux exemples de mires utilisables en corrélation d'images numériques. Une erreur dans cette étape se traduit directement par une perte de précision dans la reconstruction 3D (Schreier & Sutton, 2002). Des méthodes robustes, telles que celle proposées par Soloff et al. (1997), se sont imposées comme des standards dans la communauté.

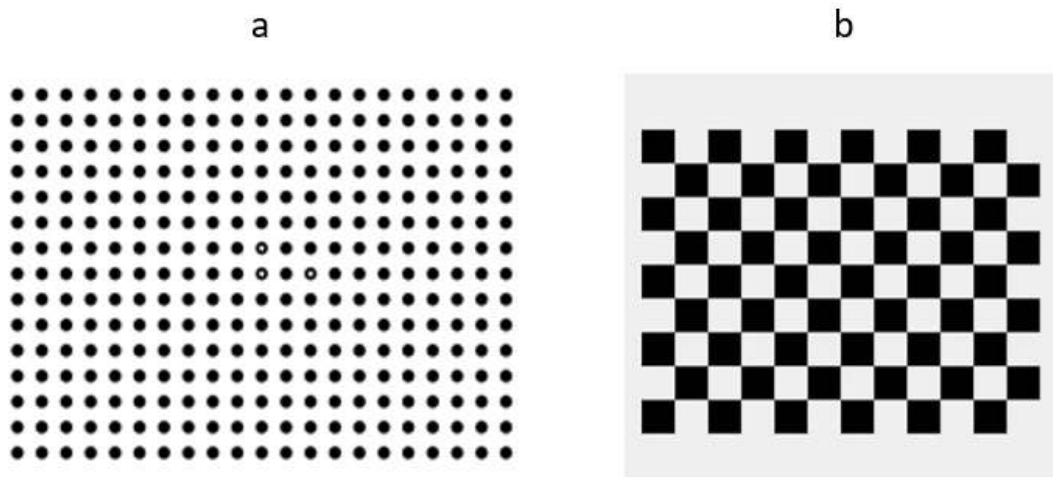


Figure 53 : Exemples de mires de corrélation d'images numériques : (a) par suivis de points, (b) avec un damier.

La robustesse de la stéréo-DIC est particulièrement intéressante dans le cas de ce travail, où les essais sont menés à l'échelle micrométrique et où de faibles défauts de planéité peuvent perturber une mesure purement 2D. En contrepartie, elle nécessite un dispositif expérimental plus complexe (double caméra synchronisée, calibration fine, gestion stricte des conditions d'éclairage) et un traitement numérique plus lourd.

Dans cette perspective, des développements récents ont cherché à rendre la stéréo-DIC plus accessible et plus robuste. C'est le cas du logiciel **PyCaSo** (Caron et al., 2023), conçu pour automatiser la calibration et l'exploitation des systèmes stéréoscopiques selon la méthode de Soloff. Open-source et implémenté en Python, cet outil facilite les étapes critiques de calibration et améliore la précision de la reconstruction 3D, notamment dans le cadre des essais de micro-traction sous microscope. Dans cette thèse, nous avons retenu cette méthodologie, développée au LaMcube à partir des travaux de doctorat de E. Caron (2024), déjà validée pour la mesure de champs de déformations à l'échelle de la microstructure. Ainsi, la stéréo-DIC combine la richesse de la mesure en champ complet avec la robustesse d'une reconstruction tridimensionnelle, ce qui en fait une technique de choix pour la caractérisation expérimentale des matériaux hétérogènes.

3.4 Validation du mouchetis

3.4.1 Analyse de la taille des particules et homogénéité dans la zone utile.

La première étape a consisté à évaluer la taille caractéristique des particules constituant le mouchetis. La dimension des taches doit donc être suffisamment grande pour créer un contraste net, mais pas trop pour éviter de réduire la résolution spatiale. Les recommandations classiques indiquent qu'une taille comprise entre 3 et 5 pixels est optimale pour garantir l'unicité et la stabilité du suivi (Sutton et al., 2009). Dans notre cas, avec le grossissement choisi pour réaliser les essais, un pixel mesure $4,35\text{ }\mu\text{m}$. Le but est donc de ne pas avoir de particules avec une taille supérieure à $20\text{ }\mu\text{m}$. Afin de vérifier ce critère, des images prises avec les caméras d'essai ont été analysées et les plus grosses particules du mouchetis ont été mesurées. Pour ces essais de micro-traction, les caméras utilisées sont des caméras compactes de marque Ximea, modèle xiC, avec une résolution de 12 mégapixels. La vérification repose sur une analyse visuelle du mouchetis. Quand une particule plus grande que les autres est repérée, elle est mesurée. Si quelques amas de particules dépassent les 10 pixels, cela ne pose pas de problème ; en revanche, si une zone présente une particule de grande dimension, alors le mouchetis est à refaire. Pour cela, on nettoie l'éprouvette en utilisant un bain d'alcool dans un bac à ultrasons. Ce premier test visuel, rapide, permet une première validation du mouchetis avant de passer à la suite.

De plus, cette première vérification permet de valider visuellement la répartition du mouchetis. Cette étape vise à identifier d'éventuelles zones dépourvues de particules, présentant des amas trop denses ou des motifs répétitifs susceptibles de perturber les algorithmes de corrélation. L'observation a montré que le mouchetis couvrait de manière régulière l'ensemble de la zone utile des éprouvettes, sans lacunes notables ni zones surchargées. Cette homogénéité est particulièrement importante dans le cadre des éprouvettes de petites dimensions. Elle garantit également que les résultats de corrélation pourront être interprétés sur toute la largeur de l'échantillon, sans perte locale d'information.

La figure 54 présente le mouchetis réalisé sur l'une des éprouvettes. Les bandes verticales blanches de part et d'autre sont des pièces d'adhésif placées afin de couvrir les indentations pour éviter que le mouchetis ne les recouvre. Cette étape permet également de valider l'uniformité de l'éclairage, facteur critique pour éviter l'introduction de gradients artificiels lors du traitement.

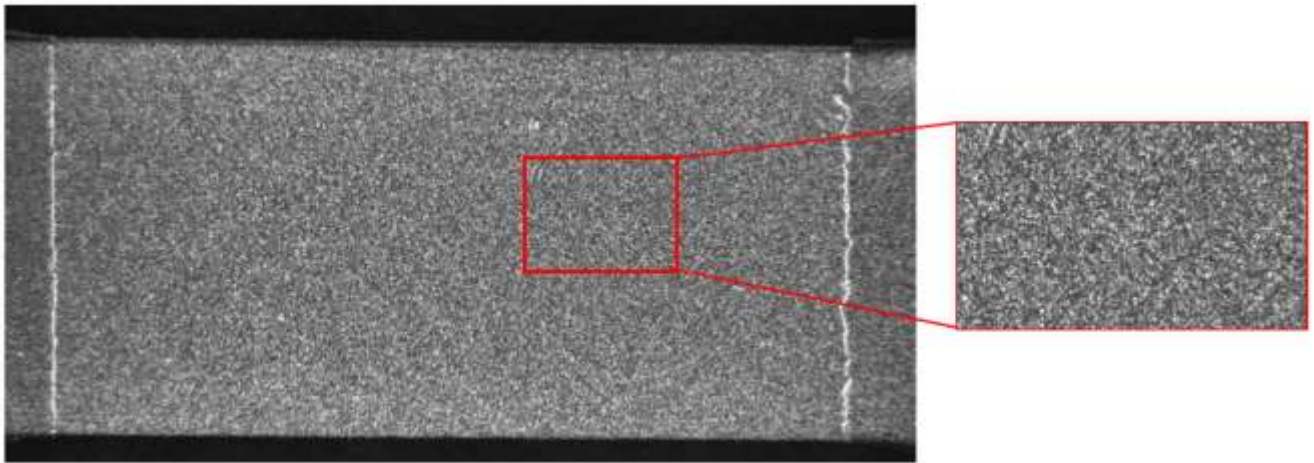


Figure 54 : Observation du mouchetis déposé sur l'éprouvette E2.

3.4.2 Répartition des niveaux de gris

La seconde étape de validation a porté sur l'analyse de l'histogramme des niveaux de gris dans les images acquises. L'objectif est de garantir un contraste suffisant entre zones sombres et claires, condition indispensable à une corrélation précise. Un histogramme idéal couvre une grande partie de la gamme de niveaux (0–255), avec une répartition équilibrée entre noirs et blancs. Une amplitude trop réduite ou la présence de zones saturées (complètement noires ou blanches) induisent une perte de fidélité dans le calcul des déplacements. Une fois de plus, on se place en conditions expérimentales et on prend une image avec une des caméras utilisées ensuite pendant l'essai. Dans notre cas, l'histogramme a montré une bonne répartition des niveaux de gris, sans saturation excessive, ce qui confirme que le rapport signal/bruit offert par le mouchetis est adapté à la précision recherchée.

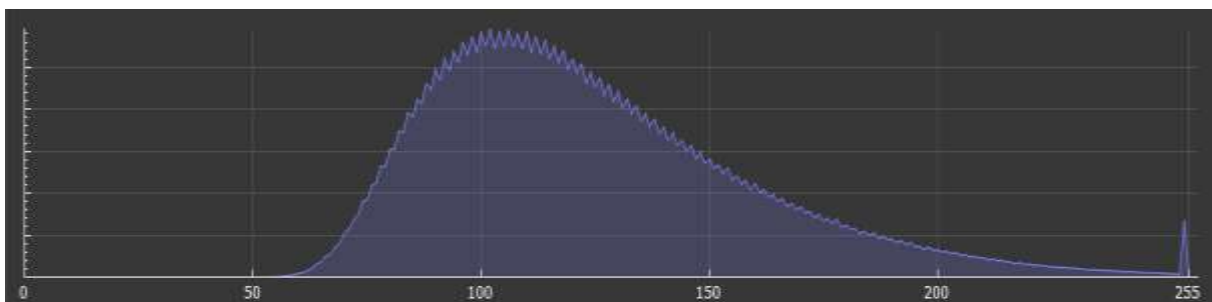


Figure 55 : Répartition des niveaux de gris pour le mouchetis présenté figure 54.

La figure 55 montre l'histogramme de niveaux de gris obtenus dans le mouchetis présenté figure 54. On remarque que la largeur du pic est satisfaisante, s'étalant de 50 à 200 niveaux de gris environ, et sans valeurs trop surreprésentées. Évidemment, il est compliqué d'avoir un histogramme s'étalant complètement sur les 255 niveaux de gris, et les blancs et les noirs sont donc moins représentés.

3.4.3 Essais de mouvement de corps rigide

La dernière étape de validation consiste à réaliser des tests de mouvement de corps rigides, qui constituent la vérification expérimentale la plus directe de la qualité du mouchetis avant la mise en œuvre de la DIC. Pour cela, les éprouvettes ont été placées sur une platine de translation motorisée à trois axes, permettant d'imposer des déplacements contrôlés et reproductibles. Dans le cadre de cette étude, des translations de $100\mu\text{m}$ ont été appliquées suivant l'axe X (axe longitudinal de l'éprouvette) (figure 56).

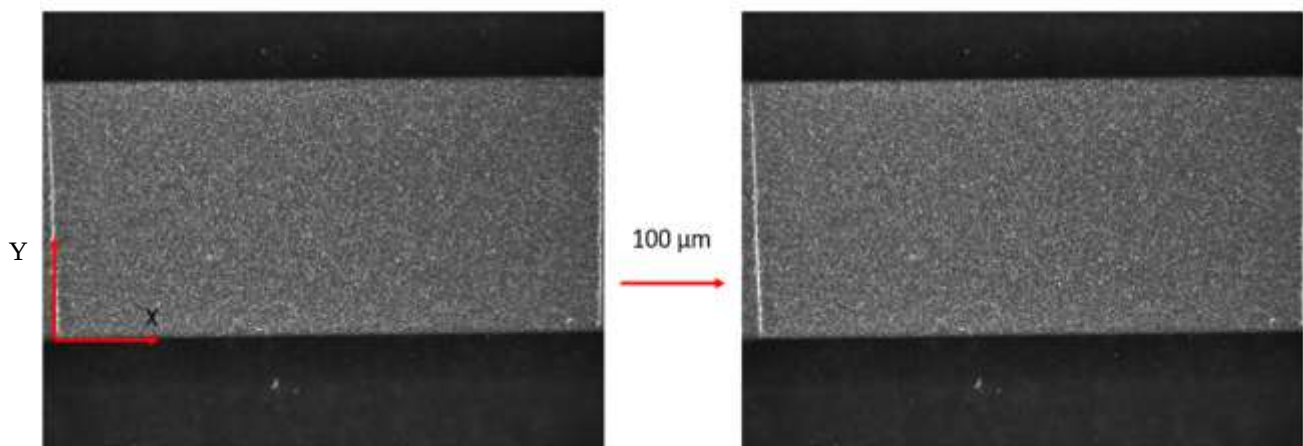


Figure 56 : Images avant et après le mouvement de corps rigide, translation suivant X de $100\mu\text{m}$.

En théorie, lorsqu'un solide subit un mouvement de corps rigide (translation ou rotation), il n'y a aucune déformation : le champ de déplacements mesuré doit être homogène et les champs de déformations calculés doivent rester nuls. Dans la pratique, de petites fluctuations apparaissent toujours, liées à des limites expérimentales (bruit du capteur, vibrations opto-mécaniques) ou à des imperfections du mouchetis. La figure 57 présente les résultats du calcul des déformations suivant X (direction du déplacement) après le mouvement de corps rigide pour l'une des deux éprouvettes testées, les résultats sont similaires pour la deuxième.

On remarque que les champs de déformations sont quasi uniformes et avec des valeurs de déformations proches de zéro avec une amplitude de $\pm 0.03\%$ ce qui est largement acceptable aux vues des déformations mesurées expérimentalement. Pour la validation du mouchetis, une corrélation d'images classique (2D), réalisée à l'aide d'une seule caméra, a été utilisée. En effet, l'objectif n'était pas ici d'obtenir des champs de déplacements 3D, mais simplement de vérifier la qualité du mouchetis. Cette approche, plus rapide, permet d'éviter l'étape de calibration du système stéréoscopique tout en validant efficacement la préparation des éprouvettes avant la suite des essais.

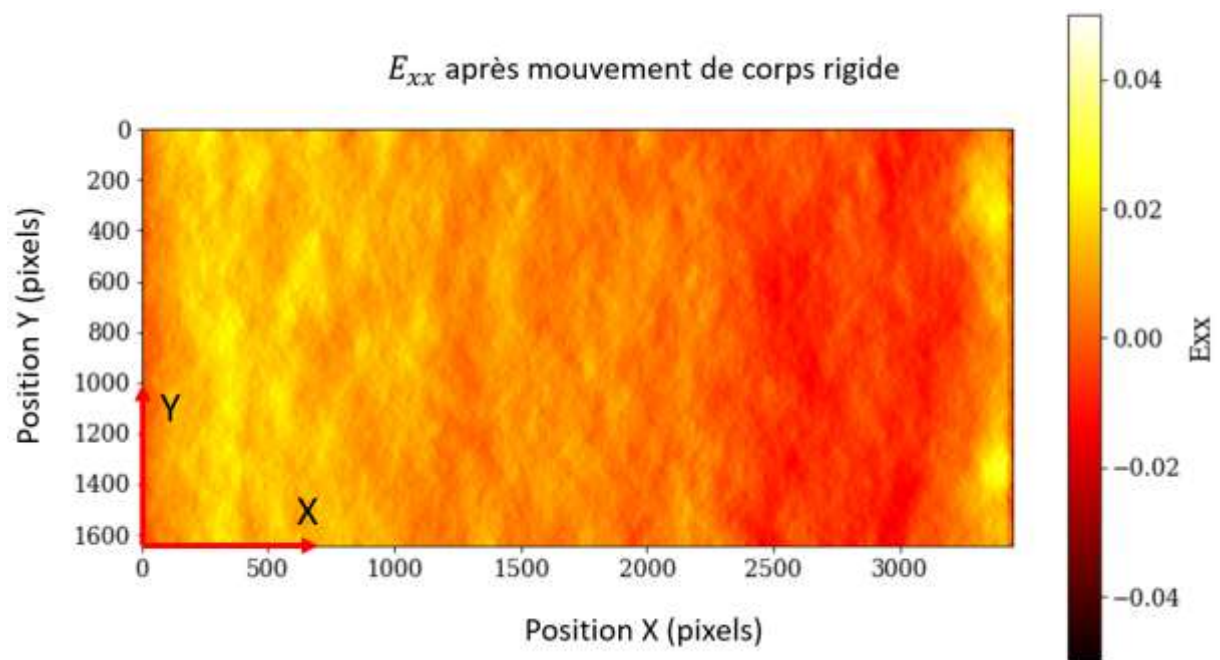


Figure 57 : Résultat du calcul de déformation suivant X suite au mouvement de corps rigide.

Ces tests permettent également d'évaluer le résidu de corrélation, qui représente l'écart entre l'intensité d'un pixel dans l'image de référence et l'intensité correspondante dans l'image déformée après calcul du déplacement. Mathématiquement, le résidu est défini comme la différence entre les niveaux de gris réellement observés dans l'image déformée et ceux prédits par le modèle de corrélation après interpolation. Un résidu faible et homogène sur la surface indique que le motif présente un contraste et une texture adaptés, permettant un suivi fiable des pixels. En revanche, des résidus localement élevés signalent des zones où la qualité du mouchetis est insuffisante (amas, absence de particules, motifs répétitifs) ou des erreurs liées à l'éclairage ou au bruit d'image. La figure 58 présente le résidu de corrélation pour l'une des deux éprouvettes. On remarque l'homogénéité du résidu et la très faible amplitude (± 2) de l'écart en niveau de gris observé.

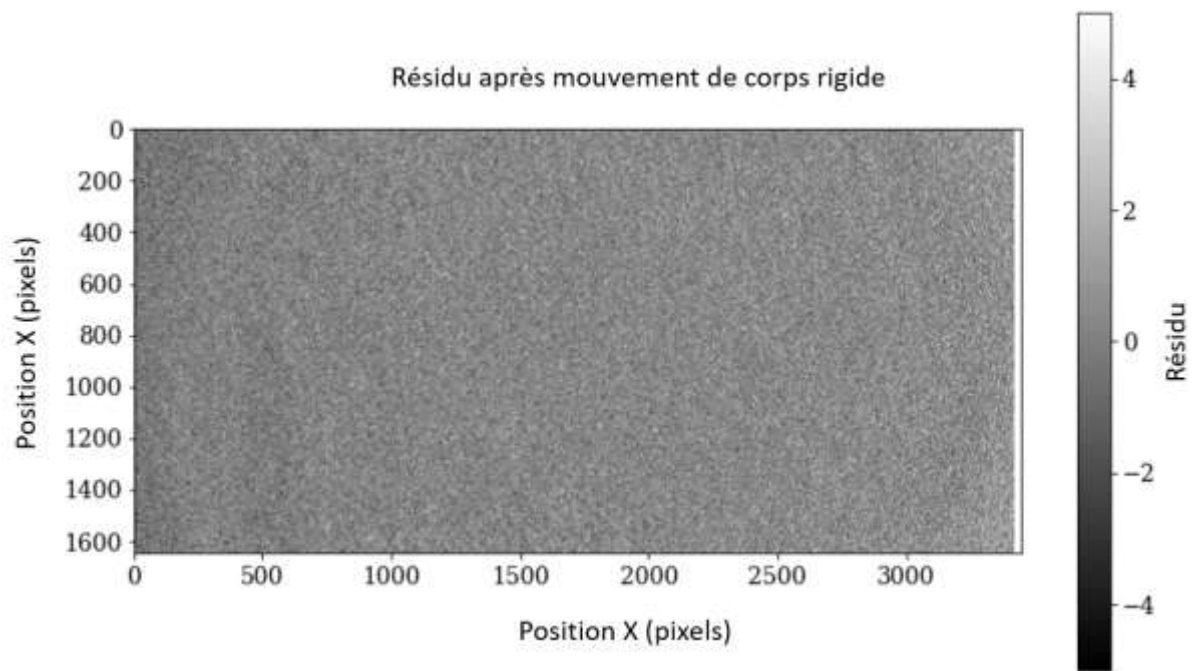


Figure 58 :Résultat du calcul du résidu après le mouvement de corps rigide.

Dans nos essais, les champs de déformations calculés restaient nuls dans la limite du bruit numérique, confirmant l'absence d'artefacts. Les cartes de résidus ont montrés une répartition homogène et de faible amplitude sur l'ensemble de la zone utile. Ces résultats valident ainsi la qualité des mouchetis appliqués.

3.5 Calibration du système optique

Une fois la qualité du mouchetis validée, il reste une étape importante avant la réalisation des essais de micro-traction à proprement dit. En effet, afin de pouvoir réaliser l'instrumentation en stéréo-DIC, une étape de calibration du système optique est obligatoire.

3.5.1 Rôle et principes généraux

Dans le cadre de la stéréo-DIC, la calibration constitue une étape incontournable visant à relier les coordonnées des pixels enregistrés par les deux caméras au système de coordonnées physiques de l'échantillon. En effet, en raison de la vision stéréoscopique, un même point matériel ne se projette pas au même endroit sur les deux capteurs : il est donc nécessaire d'établir une correspondance géométrique précise entre les images et l'espace tridimensionnel réel (figure 59). La calibration permet ainsi de définir les constantes optiques et géométriques qui serviront, lors des essais, à reconstruire les positions réelles des points suivis en surface de l'éprouvette.

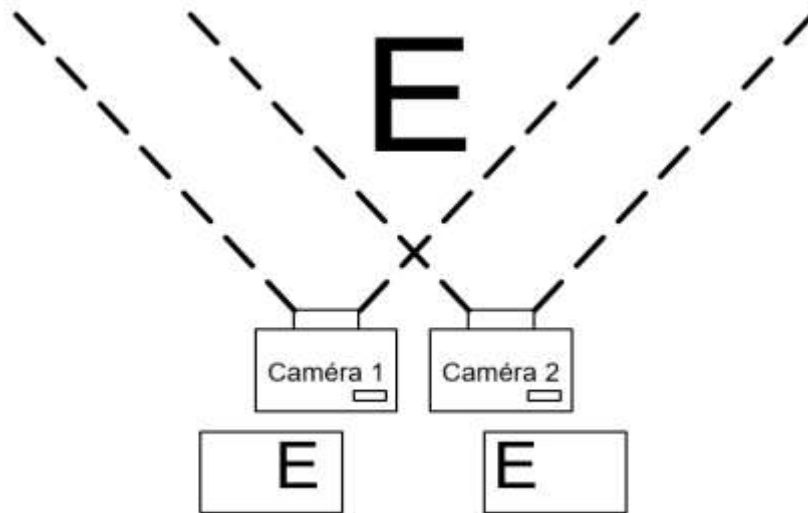


Figure 59 : Schéma de principe de la stéréoscopie.

Cette opération repose sur la détermination de deux familles de paramètres :

- Les **paramètres intrinsèques**, qui décrivent les caractéristiques propres à chaque caméra, tels que la distance focale, la position du centre optique, la taille effective des pixels, ou encore les coefficients de distorsion radiale et tangentielle liés à l'optique employée. Ces paramètres permettent de modéliser le passage des coordonnées réelles d'un point de l'espace (X, Y, Z) vers ses coordonnées dans l'image (u, v, w).
- Les **paramètres extrinsèques**, qui définissent la position et l'orientation relative des deux caméras dans un repère commun. Ils incluent la matrice de rotation et le vecteur de translation reliant les deux systèmes optiques, et conditionnent directement la précision de la triangulation stéréoscopique utilisée pour reconstruire les coordonnées 3D des points.

Le processus de calibration consiste à observer une mire de dimensions connues et à comparer la position réelle des points de cette mire avec leur projection sur les capteurs. **L'erreur de rétroprojection** est définie comme la différence entre la position mesurée d'un point dans l'image et la position théorique prédite à partir du modèle géométrique de la caméra. Concrètement, cette erreur reflète la capacité du modèle de calibration à « retrouver » correctement la position d'un point connu à partir des paramètres optiques estimés. Plus l'erreur est faible et homogène, plus le modèle est considéré comme représentatif du système optique réel. L'objectif est de minimiser cette erreur sur l'ensemble des points et des plans de calibration, jusqu'à atteindre une précision inférieure au pixel, condition généralement considérée comme acceptable pour garantir une mesure fiable des champs de déplacements et de déformations (Soloff et al., 1997 ; Zhang, 2000).

Plusieurs stratégies de calibration existent. Les approches classiques reposent sur des interpolations polynomiales directes, qui utilisent une description analytique de la géométrie optique, ou sur des méthodes inverses comme celle proposée par Soloff et al. (1997), qui visent à minimiser globalement l'erreur de rétroprojection à partir d'images multiples. Ces méthodes sont efficaces mais peuvent être sensibles au bruit et aux distorsions locales. Des développements plus récents, notamment ceux introduits par Caron (2023, 2024), ont proposé

l'utilisation de bases orthogonales telles que les polynômes de Zernike pour décrire les surfaces reconstruites. Ces fonctions offrent une meilleure robustesse au bruit expérimental et une capacité à représenter des champs continus avec un nombre limité de coefficients, ce qui améliore la stabilité des calculs. Dans le cadre de ce travail, la méthodologie de calibration reprend les principes généraux établis dans la littérature, en s'appuyant sur les développements réalisés au laboratoire par Caron 2024, mais en les adaptant aux conditions expérimentales spécifiques de nos essais (dimensions, résolution, structure).

3.5.2 Dispositif expérimental pour la calibration

La calibration a été réalisée à l'aide d'une mire de type ChAruco (pour Chessboard ArUco), constituée d'un damier classique dans lequel chaque case contient un motif ArUco permettant une détection automatique et robuste des intersections. Cette mire a été spécialement fabriquée par lithographie électronique sur une plaque d'alumine, en collaboration avec le laboratoire IEMN (Institute of Electronics, Microelectronics and Nanotechnology, UMR CNRS 8520), afin de garantir une très haute précision dimensionnelle et une excellente stabilité géométrique.

Ses dimensions physiques sont de $10 \times 25 \text{ mm}^2$, correspondant à un damier de 10×25 cases. Chaque case est définie par une grille de $16 \times 16 \text{ pixels}^2$, dont le centre est occupé par un motif ArUco de $8 \times 8 \text{ pixels}^2$. Ainsi, la taille réelle d'un pixel de la mire est de $0,0625 \text{ mm}$. Ce qui permet une résolution suffisante pour l'échelle des essais menés. Le choix d'une mire légèrement plus grande que la zone utile garantit que la totalité du mouchetis appliqué sur les éprouvettes sera incluse dans le volume calibré. La figure 60 présente la géométrie de la mire utilisée ainsi que les motifs présents au centre des cases de damier.

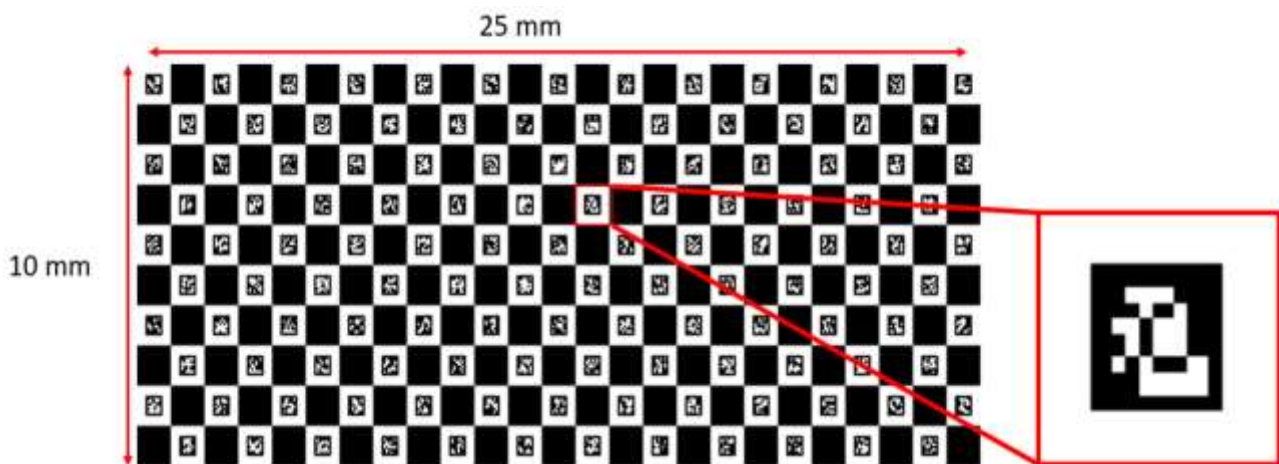


Figure 60 : Géométrie de la mire de calibration utilisée.

Pour cette étude les deux caméras sont positionnées sur un stéréo-microscope Leica M205C. La mire de calibration a donc été placée sous le microscope comme le sera ensuite l'éprouvette au cours de l'essai. La procédure consiste à déplacer progressivement la mire dans la direction verticale (axe Z) et de balayer la totalité de la profondeur de champ des caméras.

Pour assurer un balayage précis de la profondeur, la mire a été déplacée verticalement à l'aide de la platine trois axes.

Au total 80 plans ont été acquis verticalement, avec une prise d'image de la mire avec chacune des deux caméras à chaque position ce qui permet de balayer l'ensemble de la profondeur de champ du système optique et de définir un volume tridimensionnel englobant la zone utile. Avec une profondeur de champs totale calibrée de 4 mm. On a donc un plan tout les 50 μm suivant Z. Afin de limiter les biais liés au système d'acquisition, plusieurs précautions expérimentales ont été prises.

- L'éclairage est assuré par une source annulaire placée en dessous de la mire, garantissant une illumination homogène et réduisant les ombres susceptibles de perturber la détection des motifs.
- L'optique utilisée est un objectif apochromatique, choisi pour minimiser les aberrations chromatiques et géométriques.
- Le grossissement employé est identique à celui utilisé lors des essais de micro-traction, afin d'éviter tout changement d'échelle entre calibration et mesure effective. La figure 61 ci-dessous présente le dispositif expérimental utilisé pour la réalisation de la calibration.

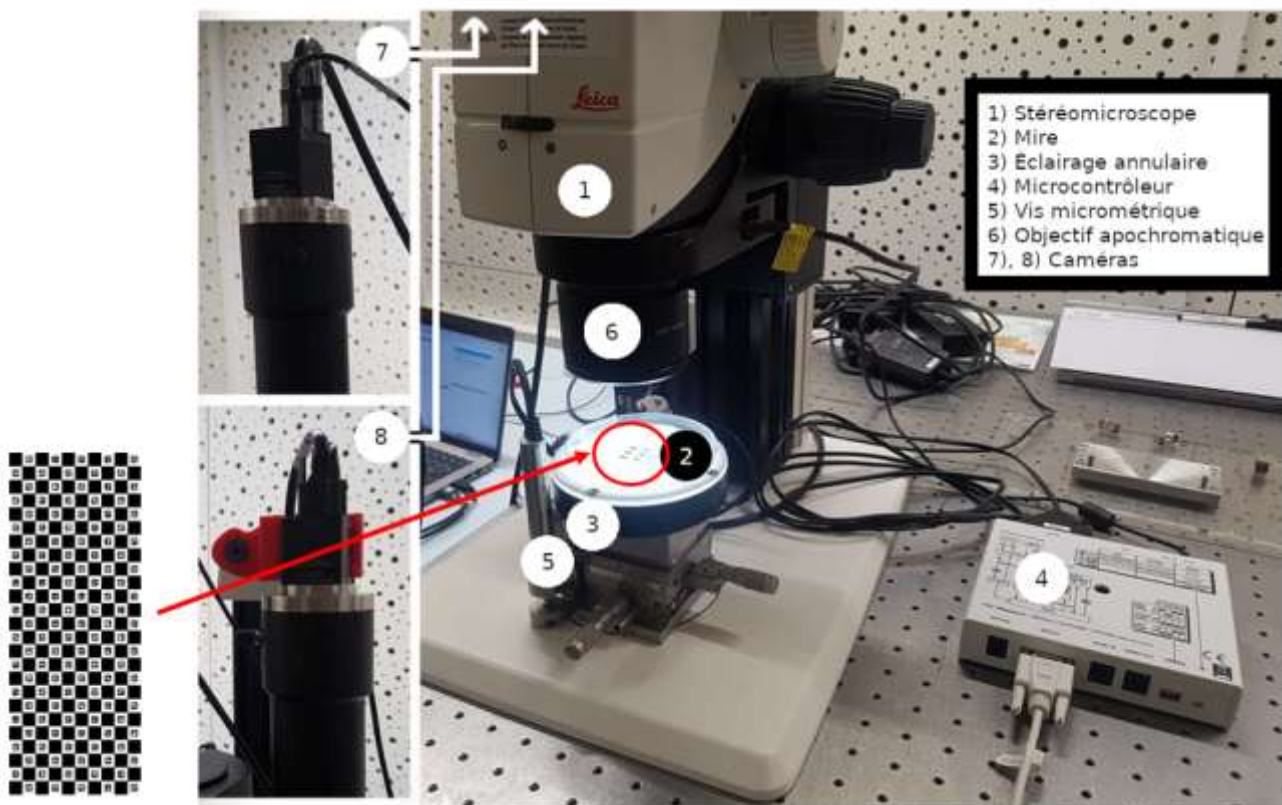


Figure 61 : Dispositif expérimental pour la calibration du système optique.

Le pilotage coordonné du déplacement de la platine et de l'acquisition des images a été assuré par l'utilisation du code Python CRAPPY, un outil développé au LaMcube et qui permet la synchronisation de plusieurs actionneurs et capteurs dans un même pas de temps, facilitant ainsi le pilotage d'essais complexes (Couty et al. 2021). La stabilité mécanique du montage,

comprenant la table et le microscope Leica, est essentielle au cours de la phase de calibration pour limiter les vibrations, qui se traduiraient par une perte de précision dans la calibration et les mesures ultérieures. Ainsi, ces essais se déroulent dans une pièce dédiée, isolée phoniquement et une attention particulière est portée à la limitation des déplacements et des échanges dans cette salle pendant la phase de calibration.

3.5.3 Traitement des données de calibration

Une fois l'acquisition des 80 plans de la mire réalisée, les données sont exploitées afin de déterminer les paramètres de calibration du système optique. Pour chaque plan, la position réelle des intersections de la mire est parfaitement connue grâce à la précision de sa fabrication et aux incréments de déplacement vertical imposés par la platine motorisée. L'étape de calibration consiste alors à comparer ces coordonnées réelles aux positions détectées sur les images des deux caméras. La figure 62 présente un schéma de la phase de calibration avec la visualisation de quelques plans et la mise en évidence de la position des intersections du damier dans l'espace. On pose que la première intersection du premier plan a pour coordonnées spatiales $(0, 0, 0)$ et on connaît la position de toutes les coordonnées des autres intersections à partir de là. En effet les dimensions précises de la mire nous donnent la distance en X et Y des autres intersections dans un même plan (dX et dY sur la figure 62). On connaît la position verticale avec le nombre d'incrément verticaux dZ réalisés par la vis motorisée.

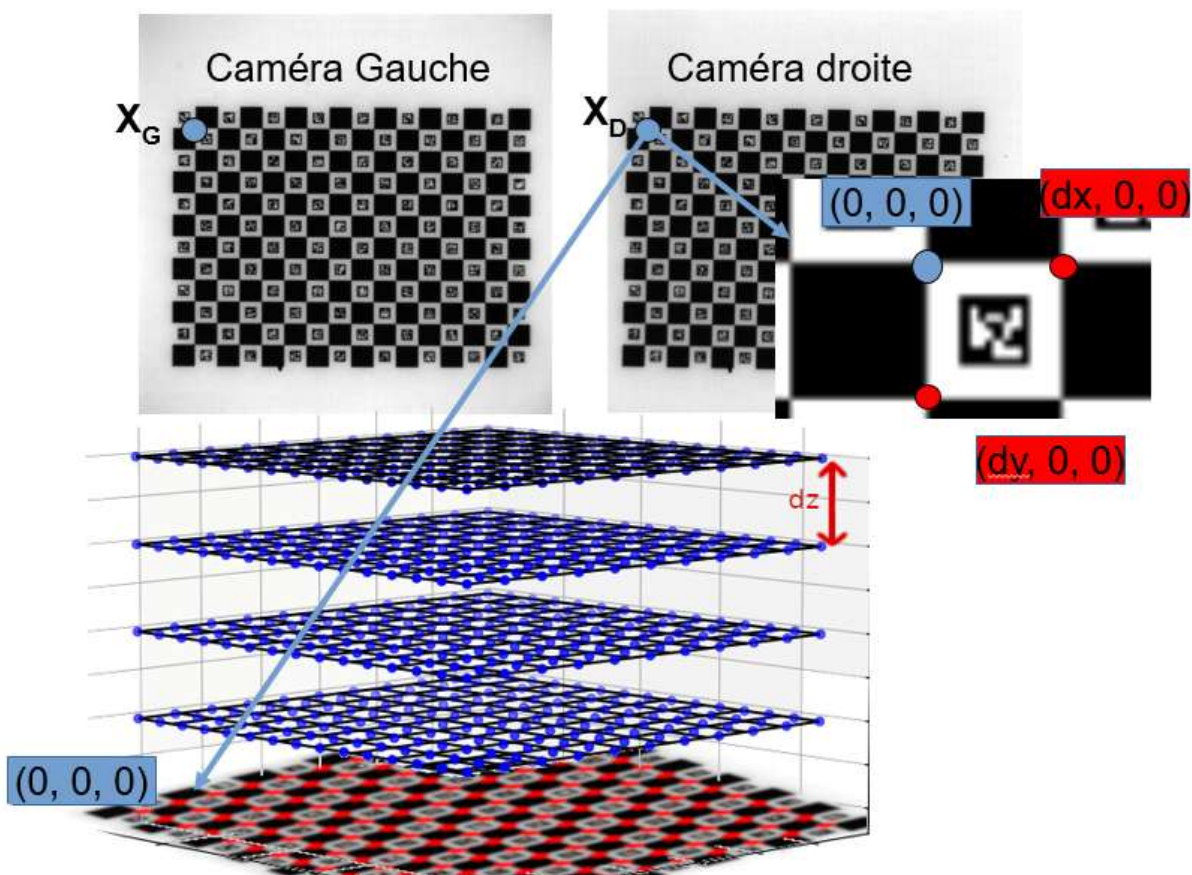


Figure 62 : Schéma de la phase de calibration avec déplacement vertical de la mire et détection des intersections du damier (Caron 2024).

L'indicateur central de cette étape est l'erreur de rétroprojection. Celle-ci correspond à la différence entre la position mesurée d'un point sur le capteur et la position prédite par le modèle géométrique de la caméra, après application des paramètres intrinsèques (focale, centre optique, distorsions) et extrinsèques (rotation, translation entre les caméras). Concrètement, plus cette erreur est faible, plus le modèle de calibration reproduit fidèlement la géométrie réelle du système. L'analyse est menée à deux niveaux :

- Au point, où l'erreur est évaluée pour chaque intersection du damier,
- Au plan, où une valeur moyenne globale est calculée pour l'ensemble des points du plan.

Dans ce travail, le critère retenu pour valider la calibration est une erreur de rétroprojection moyenne inférieure à un pixel. Cette précision est généralement considérée comme suffisante pour garantir la fiabilité des champs de déplacements mesurés par stéréocorrélation (Soloff et al., 1997 ; Zhang, 2000). Pour atteindre cet objectif, l'algorithme de calibration procède de manière itérative : les paramètres de calibration sont ajustés successivement afin de réduire l'erreur calculée. Typiquement, une dizaine d'itérations est réalisée, chaque itération permettant d'affiner les constantes géométriques et d'obtenir une convergence stable.

L'interpolation des positions réelles entre les points connus est réalisée à l'aide de polynômes. Dans les approches classiques, des polynômes de degré 3 ou 4 sont employés pour approcher les champs de projection. Toutefois, ces méthodes peuvent être sensibles au bruit expérimental et aux défauts locaux de détection des points de la mire. Dans ce travail, nous avons utilisé une formulation basée sur les polynômes de Zernike, particulièrement adaptés pour représenter des surfaces continues dans un disque unitaire. Leur orthogonalité et leur capacité à décrire des variations fines avec un nombre réduit de coefficients en font un outil robuste face au bruit et aux perturbations locales (Caron, 2024).

Au terme de cette procédure, la calibration complète du système optique est réalisée. Les paramètres intrinsèques et extrinsèques des caméras, associés à l'interpolation polynomiale par Zernike, définissent un modèle géométrique précis permettant de relier chaque pixel des images acquises aux coordonnées réelles d'un volume tridimensionnel. Ce volume calibré, correspondant à un pavé couvrant l'ensemble de la profondeur de champ explorée lors de l'acquisition des 80 plans, constitue l'espace de référence dans lequel seront ensuite reconstruits les champs de déplacements et de déformations lors des essais de micro-traction.

3.5.4 Résultats de la calibration

À l'issue du processus de calibration, la qualité du modèle géométrique obtenu est évaluée à partir de l'erreur de rétroprojection. Celle-ci est calculée pour chaque intersection de la mire, en comparant sa position réelle connue et la position reconstruite par l'algorithme. On obtient ainsi, pour chaque point, une mesure locale de l'écart entre la position réelle et celle projetée.

Une première analyse peut être réalisée au niveau d'un plan unique. La distribution des erreurs calculées pour l'ensemble des points de la mire sur ce plan permet d'identifier d'éventuelles zones localisées de mauvaise reconstruction. On peut ainsi vérifier plan par plan

la qualité de la calibration. La figure 63 présente un exemple du calcul de l'erreur de rétroprojection pour l'un des plans de la calibration. On remarque que pour la grande majorité des points l'erreur sur ce plan est inférieure à $5\mu\text{m}$ soit environ la taille d'un pixel ($4.35\mu\text{m}$) et que l'erreur moyenne est proche de zéro. Sur cette figure chaque pixel de l'image centrale représente l'erreur de rétroprojection pour une intersection de la mire pour le plan situé à $Z=0.25\text{mm}$.

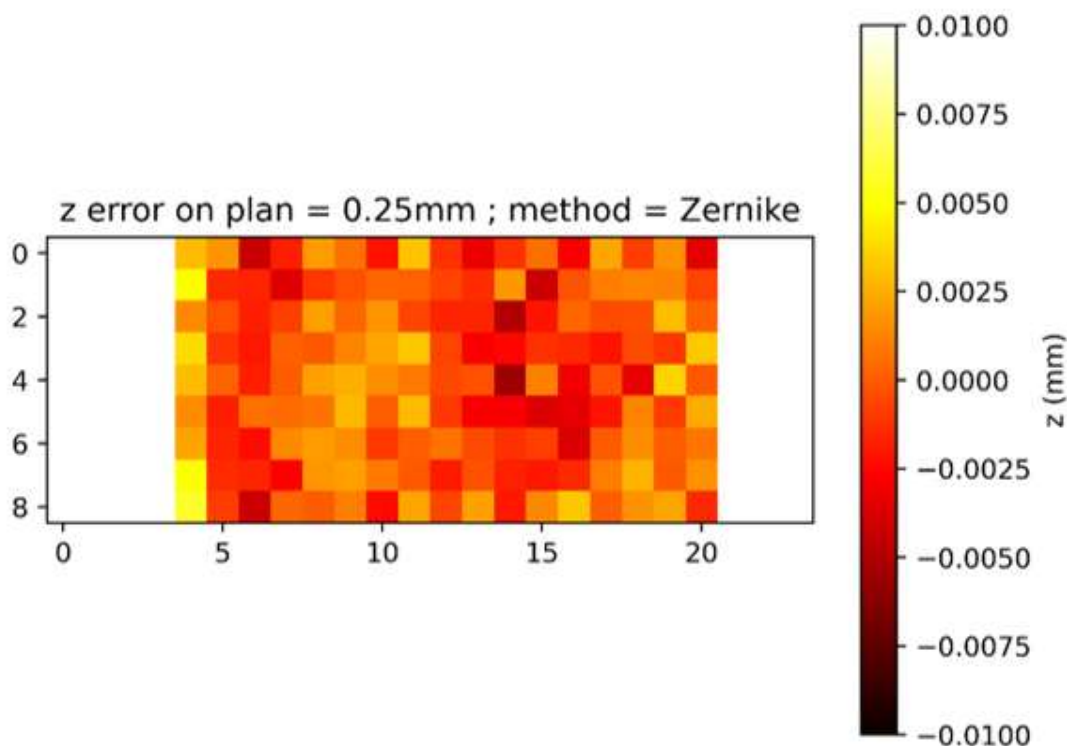


Figure 63 : Exemple de l'erreur de rétroprojection pour chacune des intersections d'un plan, chaque carré correspond à l'erreur d'une intersection.

Dans un second temps, une analyse au niveau de l'ensemble des 80 plans est effectuée. Pour chaque plan, une erreur moyenne est calculée à partir de l'ensemble des points, ainsi qu'un écart-type représentatif de la dispersion. Ces valeurs globales permettent d'évaluer la qualité de la calibration sur toute la profondeur de champ explorée. L'objectif est que l'erreur moyenne reste inférieure à un pixel pour chaque plan, et que la variabilité intra-plan demeure limitée.

La figure 64 présente l'erreur de rétroprojection globale pour la calibration utilisée. Les flèches bleues au centre représentent l'erreur moyenne sur le plan et la taille de la ligne bleue représente l'écart type sur ce plan. Ce type de graphique permet donc de visualiser rapidement l'erreur moyenne et l'écart type pour chacun des 80 plans après les 10 itérations de calcul. On constate une erreur moyenne très proche de zéro et un écart type de l'ordre 0.5 pixel, soit environ $2.2\mu\text{m}$, ce qui montre la bonne qualité de la calibration réalisée.

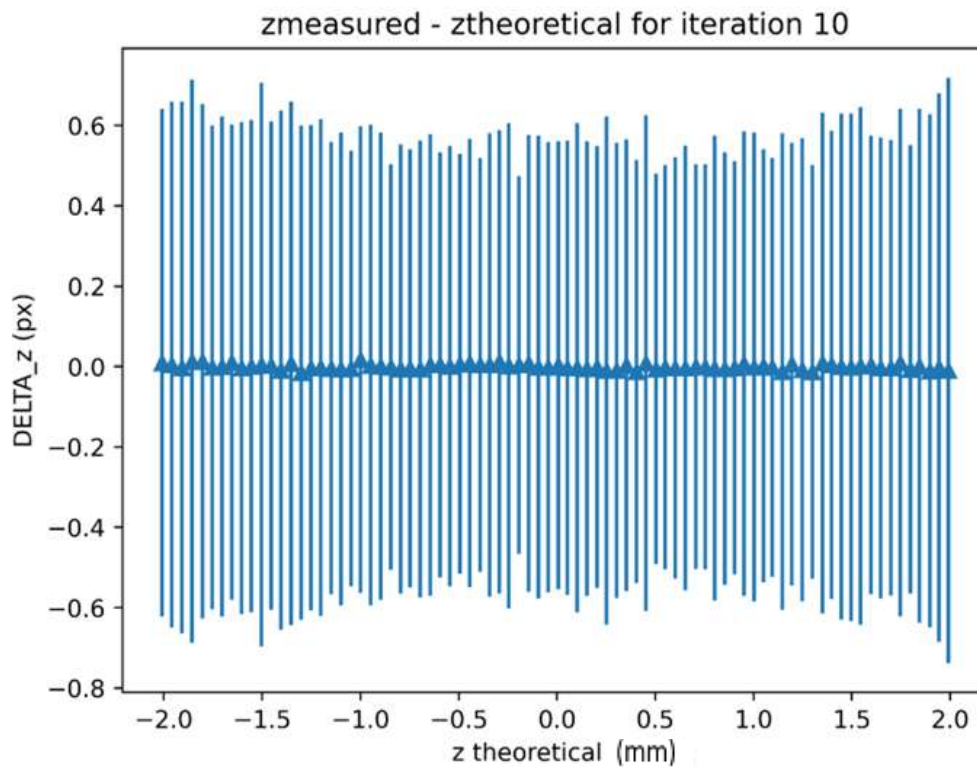


Figure 64 : Erreur de rétroprojection pour les 80 plans d'une calibration. Chaque ligne verticale représente un plan.

Enfin, la comparaison des résultats avant et après les itérations correctives de l'algorithme met en évidence l'amélioration apportée par le processus itératif. Sans correction, les erreurs moyennes peuvent présenter des fluctuations significatives et une dispersion marquée. Après une dizaine d'itérations, les erreurs sont réduites et homogénéisées sur l'ensemble des plans, atteignant une précision de l'ordre de quelques dixièmes de pixel, ce qui correspond aux standards attendus pour une calibration robuste (Soloff et al., 1997 ; Zhang, 2000 ; Caron, 2024). La figure 65 présente les résultats de l'erreur de rétroprojection pour la calibration présentée figure 64 avant la réalisation des 10 itérations et après. On remarque que les itérations réduisent largement l'erreur moyenne pour chaque plan mais qu'elles n'ont qu'un impact limité sur l'écart type.

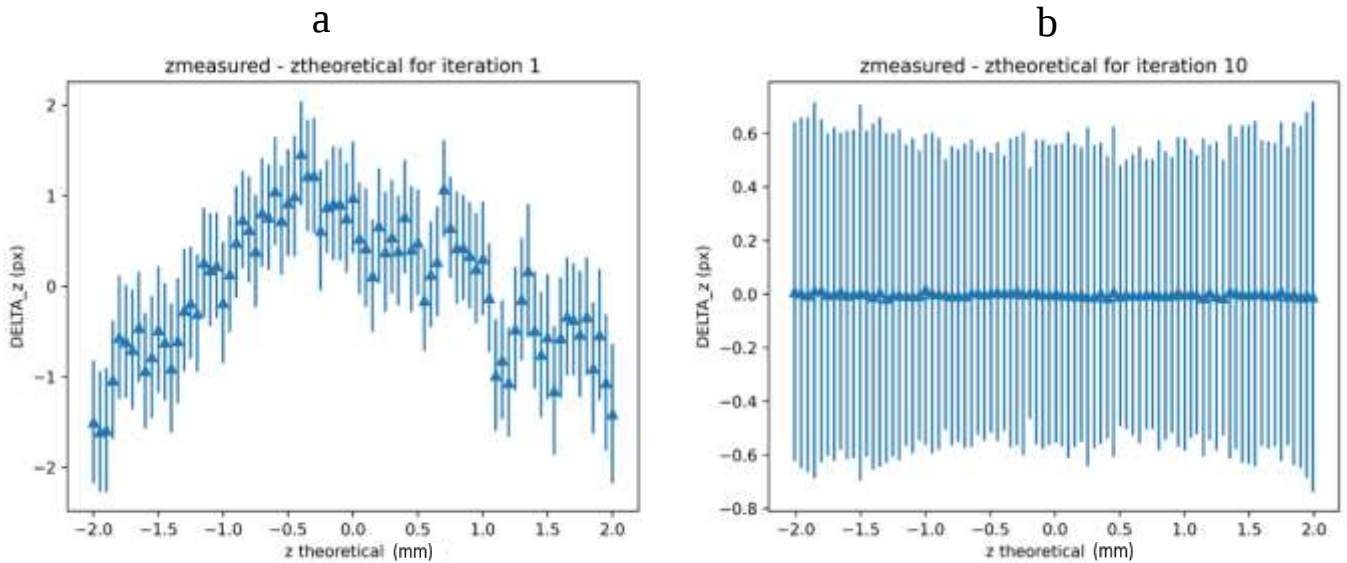


Figure 65 : Erreur de rétroprojection avant (a) et après (b) les 10 itérations.

La calibration ainsi obtenue définit un volume tridimensionnel de référence, correspondant à un pavé englobant la profondeur de champ explorée. Dans ce volume, chaque pixel des images stéréoscopiques peut être associé à une position réelle (X, Y, Z). Ce pavé calibré constitue la base nécessaire pour les étapes suivantes, en particulier la reconstruction des champs de déplacements et, par dérivation, des champs de déformations mesurés lors des essais de micro-traction.

L'ensemble des résultats obtenus montre que la calibration réalisée satisfait pleinement aux critères de précision attendus dans le cadre d'une application en stéréo-DIC. Les erreurs de rétroprojection, systématiquement inférieures au pixel après itérations, confirment la robustesse du modèle optique déterminé et garantissent la fiabilité des reconstructions tridimensionnelles à venir.

3.6 Réalisation des essais

Une fois la phase de calibration réalisée et validée nous pouvons passer à la réalisation des essais de micro-traction.

3.6.1 Dispositif expérimental

Les essais ont été réalisés à l'aide d'une micro-machine de traction Kammrath & Weiss (figure 66) d'une capacité de 10 kN, initialement conçue pour la réalisation d'essais *in situ* sous MEB. Sa petite taille nous permet de l'utiliser également sous un microscope optique. Cette configuration permet de combiner sollicitations mécaniques et observations optiques en temps

réel. La machine est montée sur un support rigide antidérapant, garantissant une bonne stabilité mécanique.

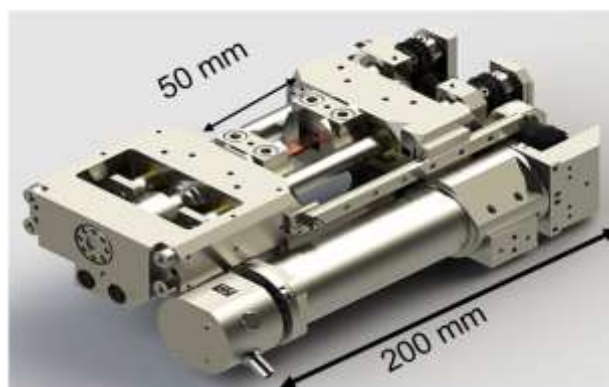


Figure 66 : Micro-machine, module de traction / compression Kammrath & Weiss, utilisée pour les essais.

La micro-machine est installée sous le stéréo-microscope équipé d'un objectif apochromatique, identique à celui utilisé lors de la calibration. L'éclairage est assuré par une source annulaire disposée au-dessus de l'éprouvette, ce qui permet d'obtenir un contraste homogène et stable sur toute la zone utile. Avant chaque essai, une mise au point minutieuse est réalisée, de manière à garantir que l'éprouvette est bien positionnée dans le volume calibré défini lors de l'étape précédente.

La figure 67 ci-dessus présente une vue d'ensemble du dispositif expérimental avec le placement de l'éprouvette dans la micro-machine et la disposition de celle-ci en dessous du microscope.

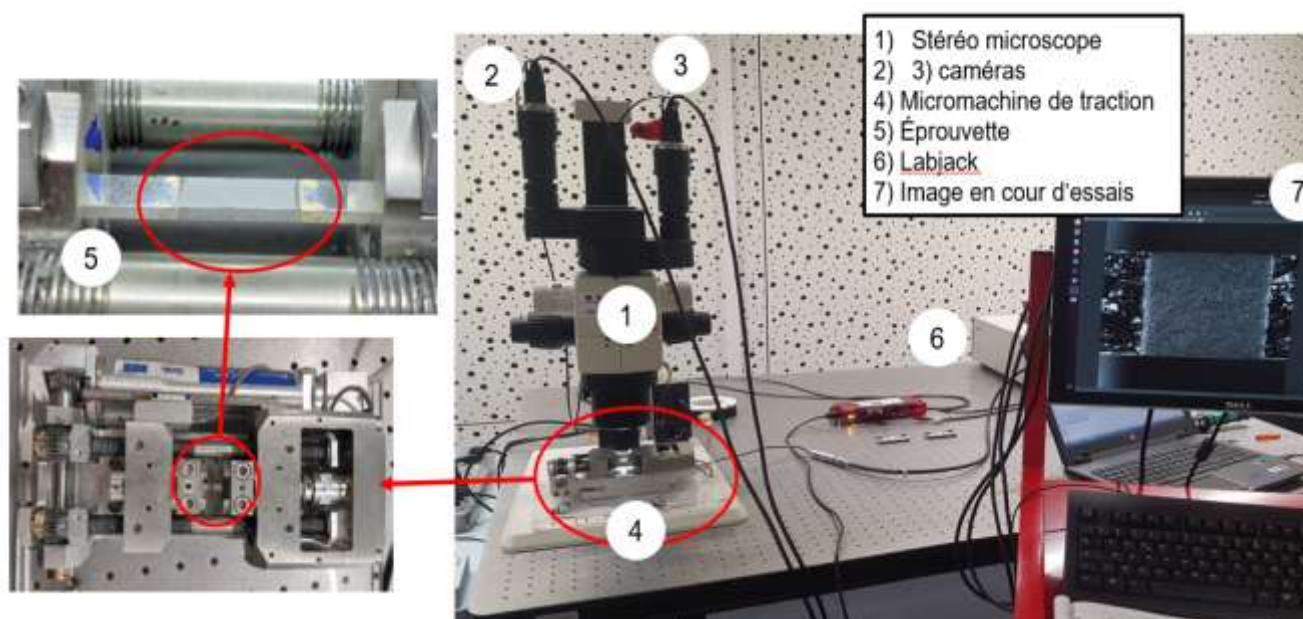


Figure 67 : Dispositif expérimental pour la réalisation des essais de micro-traction avec stéréo corrélation d'images numériques.

3.6.2 Protocole expérimental et trajet de chargement

Les essais ont été conduits en mode déplacement imposé ($7.5\mu\text{m/s}$), la construction de la micro-machine est telle que les deux mors sont mobiles. Ainsi, le centre de l'éprouvette reste immobile. Ce choix de pilotage permet de maîtriser finement l'évolution de la sollicitation et d'éviter les instabilités susceptibles d'apparaître dans un pilotage en force, notamment lors des phases de décharge. Cette vitesse imposée est relativement lente, ce qui permet d'avoir un grand nombre d'images.

Le protocole suivi repose sur une succession de cycles de charge/décharge progressifs. Chaque essai débute par une mise en charge minimale fixée à 20 N, correspondant à la précontrainte nécessaire pour assurer un bon contact entre les mors et l'éprouvette sans introduire de glissement. À partir de cette valeur, la force maximale est augmentée de 100 N à chaque cycle jusqu'à 800N puis de 30N jusqu'à rupture de l'éprouvette (figure 68). Cette progression est maintenue jusqu'à la rupture complète de l'échantillon, garantissant que la courbe contrainte-déformation est renseignée sur l'ensemble du domaine élastoplastique.

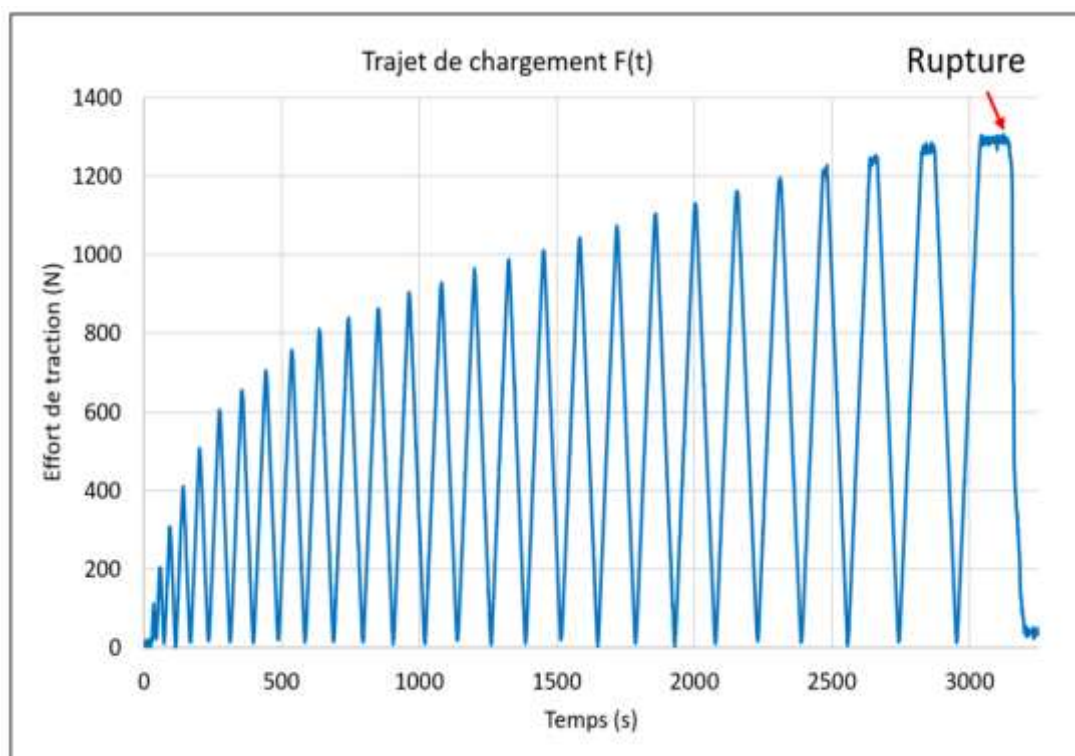


Figure 68 : Evolution du chargement au cours du temps.

Le changement de sens de déplacement, et donc l'alternance entre les phases de chargement et de déchargement, est réalisée automatiquement par une inversion du sens de rotation du moteur de micro-machine dès que la limite de force fixée pour le cycle en cours est atteinte. Ce protocole cyclique présente plusieurs avantages :

- Il permet de caractériser la réponse du matériau aussi bien en charge qu'en décharge.
- Il facilite la détection progressive de l'endommagement, en suivant l'évolution de la rigidité de l'éprouvette au fil des cycles.
- Il permet de justifier par la suite une partie des résultats de corrélation d'images. Notamment en vérifiant que la dernière décharge avant le dépassement de la limite élastique ne présente pas de déformations.

L'ensemble de ces précautions assure des essais reproductibles, directement exploitables pour la reconstruction des champs de déformations par stéréo-DIC.

3.6.3 Acquisition et synchronisation

L'acquisition des images pendant les essais a été réalisée à une fréquence de 2 images par seconde. Cela permet d'obtenir une résolution temporelle suffisante pour décrire l'évolution des champs de déformations tout en limitant la taille des fichiers générés, en effet avec des essais de plusieurs minutes cela représente déjà plusieurs milliers de paires d'images par essai. Les images issues des deux caméras sont enregistrées simultanément, garantissant une cohérence indispensable pour la stéréo-corrélation.

Chaque image est associée à un instant précis de l'essai grâce au logiciel CRAPPY, ce qui permet de relier directement l'état de déformation mesuré par corrélation d'images à la force appliquée par la micro-machine.

Ce couplage logiciel-hardware présente deux avantages majeurs :

- Il garantit une synchronisation temporelle entre les signaux mécaniques et optiques, condition essentielle pour l'exploitation ultérieure des données dans le jumeau numérique.
- Il automatise l'ensemble du processus, en évitant les déclenchements manuels qui sont sources de décalages ou d'oublis, et en assurant une traçabilité complète des acquisitions.

Ainsi, chaque essai produit une série cohérente de données expérimentales, constituée d'images synchronisées des deux caméras et d'une courbe d'effort, directement exploitables pour la reconstruction des champs de déformations et l'identification des lois de comportement locales.

3.6.4 Limitations expérimentales et précaution durant les essais

De même que pendant la phase de calibrations, la stabilité mécanique de l'ensemble machine-microscope est importante. Les vibrations, même faibles, peuvent en effet perturber la netteté des images et introduire du bruit dans le suivi par stéréo-corrélation. Le système a donc été installé sur une table rigide et isolée, et les essais ont été réalisés dans des conditions limitant au maximum les sources de perturbations extérieures.

L'alignement mécanique et optique représente une autre contrainte importante. D'un point de vue mécanique, il est nécessaire que les éprouvettes soient parfaitement positionnées dans les mors, à mi-hauteur et sans jeu, afin que la sollicitation appliquée reste strictement dans le plan de l'échantillon. Ce problème est résolu par l'utilisation de cales étalons lors du montage et du maintien d'une force minimale de 20N. D'un point de vue optique, un réglage minutieux de la mise au point et du temps d'exposition des caméras a été effectué avant chaque essai, de manière à s'assurer que l'éprouvette se situe bien dans le volume calibré.

Des images de référence ont systématiquement été acquises avant le début du chargement. Ces images constituent la base de comparaison pour les calculs de corrélation d'images. Ainsi, les images en cours d'essais seront bien comparées avec des images sous chargement quasi-nul.

La mise en œuvre des essais de micro-traction sous microscope a reposé sur un protocole rigoureux, combinant un dispositif mécanique adapté, une stratégie de chargement incrémentale, ainsi qu'une acquisition optique parfaitement synchronisée. L'attention portée à la préparation des échantillons, à l'alignement mécanique et optique, ainsi qu'au contrôle des conditions d'éclairage et de stabilité, a permis de garantir la fiabilité des données recueillies.

Les séries d'images obtenues, associées aux enregistrements de force, constituent désormais la base pour l'exploitation par stéréo-DIC. Dans la section suivante, les résultats expérimentaux issus de ce protocole seront présentés et analysés, avec une attention particulière portée à la comparaison entre les différentes zones de l'assemblage soudé (métal de base, zone affectée thermiquement et cordon).

3.6.5 Exploitation des images prises en cours d'essai

Une fois les essais réalisés, nous disposons d'une large banque d'images prises en cours d'essais que nous devons maintenant traiter afin de déterminer les champs de déformations en surface des éprouvettes au moment de la rupture de celles-ci.

La corrélation est d'abord réalisée séparément sur chaque paire (référence/déformée), afin de déterminer les déplacements 2D. Les résultats sont ensuite combinés par triangulation, à l'aide des constantes issues de la calibration, ce qui permet de reconstruire les coordonnées réelles des points dans l'espace. Au total afin de réaliser une stéréo-corrélation complète, on réalise donc 3 étapes de corrélation successives. Cette approche fournit les déplacements dans les trois directions (u , v , w) pour chacun des pixels étudiés. Plus spécifiquement, le résultat de la corrélation d'image est la position de chaque pixel dans l'espace 3D (x_1, y_1, z_1). Ces positions sont comparées aux positions de ces mêmes pixels sur les images de références (x_0, y_0, z_0). Le champ de déplacements vient donc naturellement comme la différence de la position finale avec la position initiale.

Dans le cadre de ce travail, seules les composantes dans le plan (E_{xx} , E_{yy} , E_{xy}) ont été exploitées, en cohérence avec le jumeau numérique 2D développé par la suite. L'utilisation de la stéréo-corrélation reste toutefois pertinente : la prise en compte des deux caméras permet d'améliorer sensiblement la qualité des champs dans le plan, en réduisant l'influence des éventuels déplacements hors-plan.

Le calcul de corrélation n'est pas appliqué sur l'image entière, mais uniquement sur une région d'intérêt (ROI) correspondant à la zone utile recouverte par le mouchetis. La ROI s'étend donc sur toute la hauteur de l'éprouvette en laissant quelques pixels de côté en haut et en bas afin d'éviter les problèmes de corrélation au niveau de la fin du mouchetis. Au final, la ROI pour la première éprouvette mesure 5,75mm par 13,1mm et pour la seconde éprouvette 5,87mm par 11,85mm. Cette étape évite d'inclure des zones non texturées ou bruitées, telles que les bords de l'éprouvette, et réduit le temps de calcul. La ROI est définie manuellement comme un rectangle en entrant les coordonnées des pixels qui composent les quatre coins. Cette ROI est représentée sur la figure 69 ci-dessous et comprend une grande partie du mouchetis avec quelques pixels de marge sur les bords de celui-ci.

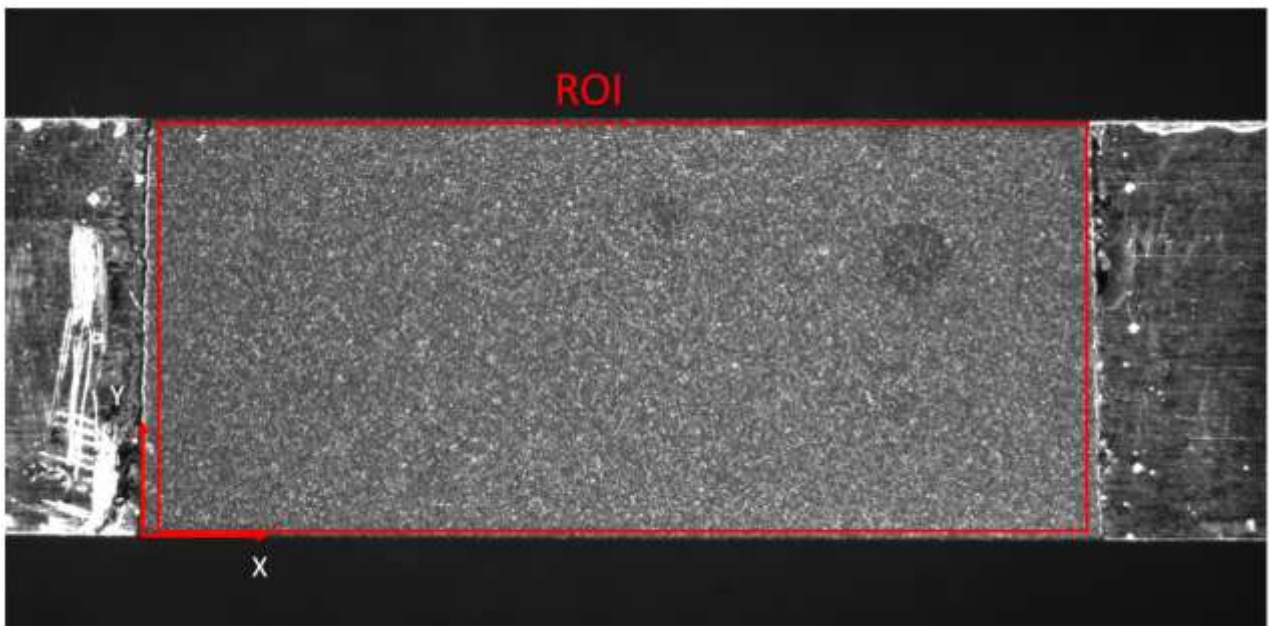


Figure 69 : Illustration de la ROI pour l'éprouvette 1.

L'algorithme de corrélation utilisé repose sur la méthode directe Disflow, présentée précédemment. Dans la pratique, la précision obtenue est de l'ordre du pixel, soit quelques micromètres, ce qui est suffisant dans le cadre de cette étude puisque l'identification des lois de comportement est réalisée sur des zones comprenant plusieurs milliers de pixels.

Disflow propose un total de 5 paramètres de réglage afin de gérer la qualité des champs obtenus :

- **α (=50) :** Paramètre permettant le lissage de la DIC. Il permet de lisser plus ou moins les champs mais structure également le bruit ce qui fait perdre la localisation de l'information ;
- **δ (=1) :** Paramètre jouant sur la constance des couleurs ;
- **γ (=0) :** Paramètre de constance du gradient de la DIC ;
- **ε (=0.05) :** Paramètre qui pondère la norme Charbonnier en la faisant pencher davantage vers une norme L1 ($\varepsilon \approx 10^{-3}$) ou vers une norme L2 ($\varepsilon \approx 10^{-1}$) ;

- **Itérations (=30)** : Nombre maximal d'itérations dans la phase de recherche inverse. Plus le nombre d'itération est grand et meilleurs seront les résultats au détriment du temps de calcul.

Les différentes étapes de traitement afin d'arriver aux champs de déformations superposés avec la microstructure sont donc les suivantes :

- Réalisation de la corrélation d'images en 3 étapes entre les images de références et les images que l'on souhaite étudier en utilisant Disflow ;
- Obtention du champ de déplacements pour chaque pixel de la ROI.
- Intégration numérique de ces champs afin de déterminer les champs de déformations dans la ROI ;
- Redimensionnement des images afin d'avoir des dimensions cohérentes entre la micrographie et les champs de déformations ;
- Utilisation des indentations visibles dans chaque image et des dimensions connues des éprouvettes afin de calculer la matrice de passage entre les deux images ;
- Superposition des champs de déformations sur la microstructure.

Une fois toutes ces étapes franchies, nous pouvons analyser proprement les déformations de nos éprouvettes pendant les essais de micro-traction.

3.7 Analyse des résultats expérimentaux

Dans le cadre de cette étude, les résultats présentés correspondent aux images acquises à des niveaux de chargement élevés, juste avant l'apparition des fissures et l'endommagement rapide de l'éprouvette. Ce choix permet d'analyser les états mécaniques en régime de plasticité développé, condition nécessaire pour identifier par la suite des lois de comportement élastoplastiques adaptées à chacune des zones étudiées.

Les champs de déplacements mesurés selon les directions X noté U et Y noté V seront tout d'abord présentés avant d'aborder les champs de déformations associés (E_{xx} , E_{yy} et E_{xy}). Enfin, afin de disposer d'un indicateur synthétique représentatif de l'intensité de la déformation totale, les déformations équivalentes de von Mises (E_{vm}) seront également analysées. Les déformations équivalentes de von Mises sont obtenues à partir des déformations dans le plan (E_{xx} , E_{yy} et E_{xy}) qui sont-elles mêmes obtenue par dérivation des champs de déplacement suivant X et Y. On calcul les déformations équivalentes de von Mises avec la formule suivante :

$$E_{vm} = \sqrt{\frac{4}{9} (E_{xx}^2 + E_{yy}^2 + E_{xx}E_{yy}) + \frac{4}{3} E_{xy}^2}$$

3.7.1 Résultats préliminaires

La figure 70 présente les paires d'images qui ont été sélectionnées afin de réaliser la corrélation d'image pour les deux éprouvettes testées (notées E1 et E2) avec pour chacune l'image de référence et l'image déformée. De plus, cette figure présente également les images des éprouvettes après leurs ruptures. On remarque que, pour les deux éprouvettes, les sites d'amorçage de fissures ne sont pas les mêmes. Pour la première on peut observer une fissuration au milieu de la zone utile, alors que dans le deuxième cas la fissuration intervient sur l'un des bords et légèrement excentré par rapport au centre du mouchetis. Cette première différence peut être le signe de l'influence des variations de microstructure. En effet, une analyse *post mortem* a permis de vérifier que l'éprouvette E2 fissure au niveau de la transition entre le cordon et la ZAT et que E1 fissure au centre du cordon. Cependant, on ne note pas de variations importantes dans la microstructure dans la partie centrale du cordon de la première éprouvette (zone de fissuration). Une autre explication serait que cette différence est due à des dispersions expérimentales.

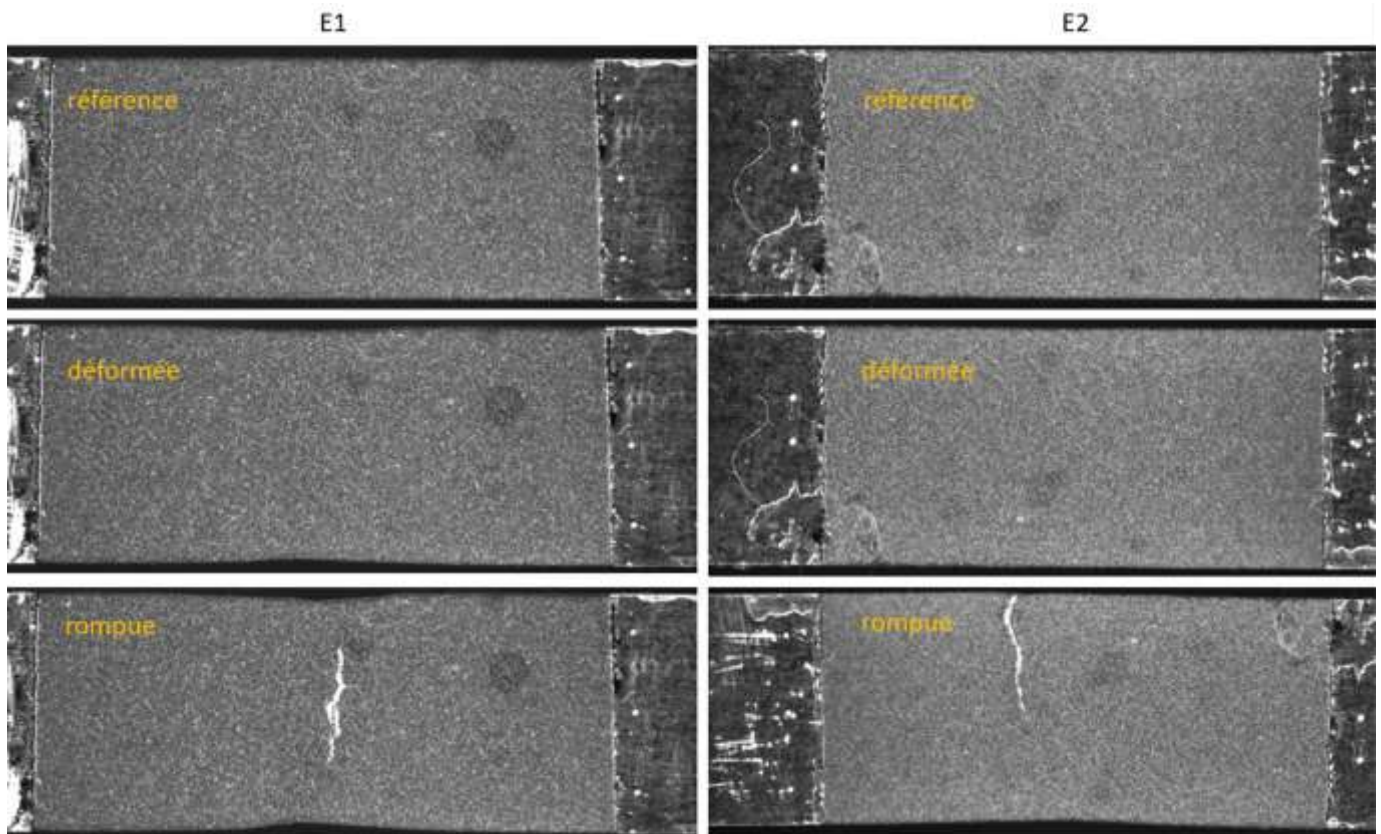


Figure 70 : Images brutes prises en cours d'essai présentant les images de référence, les images déformées et l'amorce de fissure pour les deux éprouvettes.

Dans un premier temps, on peut calculer la contrainte macroscopique d'un point de vue ingénieur au moment de la rupture, c'est-à-dire en utilisant la section initiale des éprouvettes. Dans les deux cas, la largeur des éprouvettes est de 6 mm, la première a une épaisseur de 0,67 mm et la seconde une épaisseur de 0,87 mm. On note S_{E1} et S_{E2} les sections respectives des éprouvettes E1 et E2 avec :

$$S_{E1} = 4,02 \text{ mm}^2 \text{ et } S_{E2} = 5,16 \text{ mm}^2$$

L'effort au moment de la fissuration était respectivement de 1310 N et 1540 N pour les éprouvettes E1 et E2 ce qui nous donne :

$$\sigma_{rE1} = \frac{1310}{4,02} = 325,9 \text{ MPa} \text{ et } \sigma_{rE2} = \frac{1540}{5,16} = 298,5 \text{ MPa}$$

La contrainte à la rupture des deux éprouvettes est comparable, avec un écart inférieur à 10% et sont cohérentes avec ce que l'on connaît de l'aluminium 6061, à savoir une résistance ultime à la traction de l'ordre de 300 MPa.

3.7.2 Influence des paramètres de corrélation.

Comme évoqué précédemment, le choix des paramètres de corrélation influence directement la forme et la qualité des champs cinématiques. Dans cette étude, nous avons focalisé l'analyse de sensibilité sur α (poids de régularisation) et ε (paramètre de la pénalisation de type Charbonnier), qui sont les deux coefficients ayant l'impact le plus marqué sur les résultats.

La Figure 71 illustre l'influence du lissage induit par α en comparant des champs de déformations E_{xx} pour $\alpha = 1$ et 200, avec Epsilon fixé à 0,05 et X défini comme l'axe de sollicitation. La Figure 72 montre l'effet d'Epsilon pour Epsilon = 0,001 et 1, avec α fixé à 50. Ces variations mettent en évidence l'importance de sélectionner un compromis adapté au couple système optique / mouchetis / conditions d'éclairage propre à chaque essai.

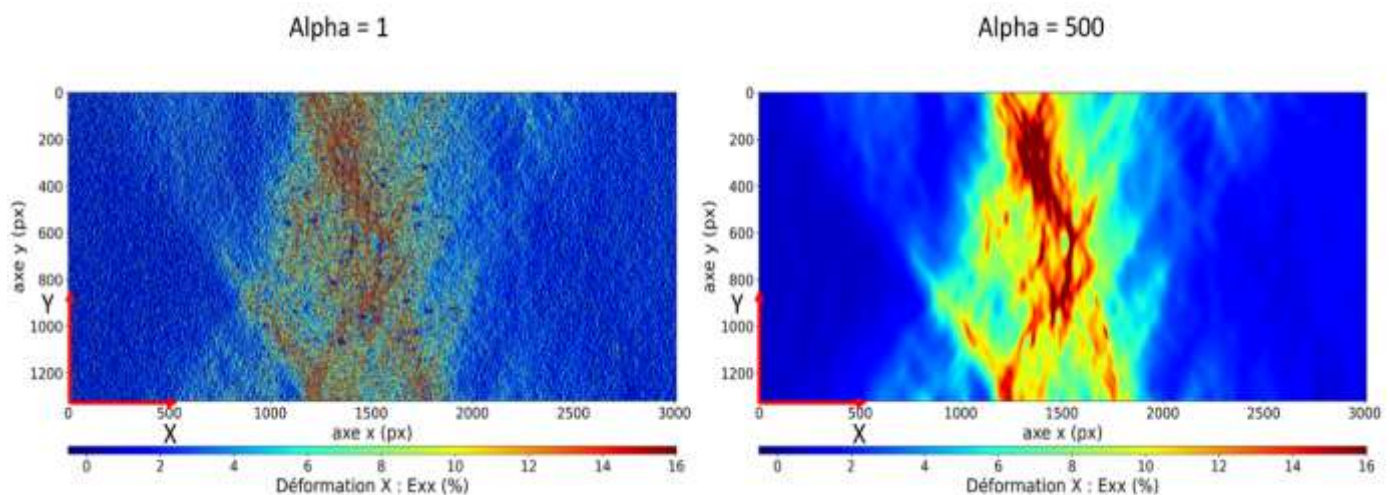


Figure 71 : Illustration de l'influence du paramètre alpha sur les champs calculés avec epsilon fixé à 0.05. Pour l'exemple, le champ de déformation E_{xx} suivant X de la première éprouvette est utilisé.

On observe que α contrôle le **niveau de lissage** :

- Des valeurs faibles (p. ex. $\alpha = 1$) réduisent peu le bruit mais préservent fortement la localisation des déformations ;

- Des valeurs élevées (p. ex. $\alpha = 500$) produisent des champs plus lisses, au risque d'écraser des gradients pertinents à l'échelle microstructurale.

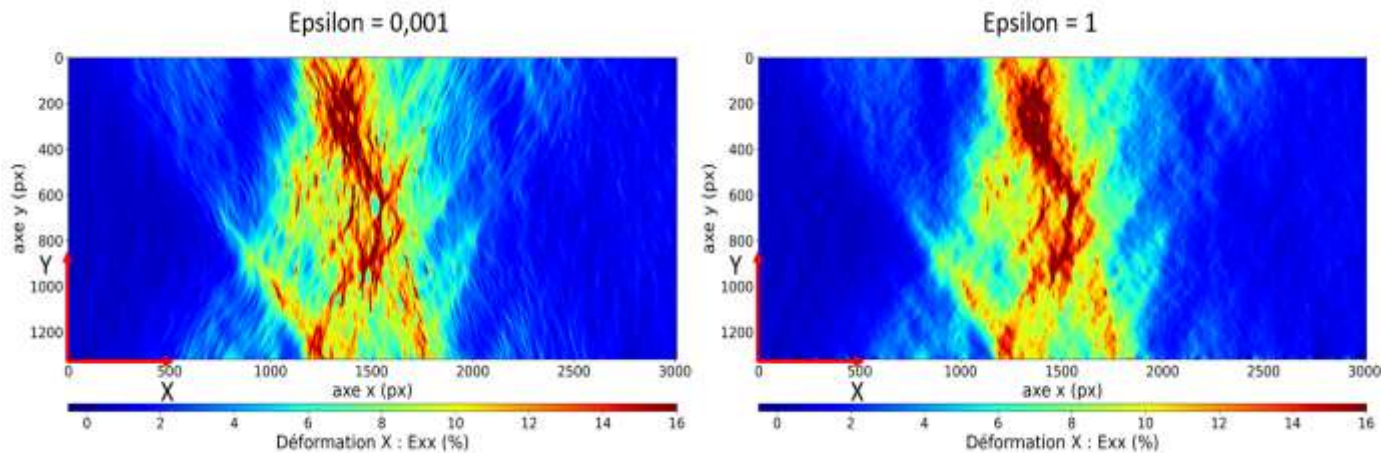


Figure 72 : Illustration de l'influence du paramètre epsilon sur les champs calculés avec alpha fixé à 50. Pour l'exemple, le champ de déformations E_{xx} suivant X de la première éprouvette est utilisé.

L'influence de ϵ est plus **subtile** :

- Pour des valeurs trop faibles (p. ex. $\epsilon = 0,001$), des artefacts filiformes (“hairlines”) apparaissent, sans réalité physique ;
- Pour des valeurs trop fortes (p. ex. $\epsilon = 1$), la pénalisation tend vers un comportement proche de L2 et sur-lisse les champs, diminuant le contraste des zones de fort gradient.

Au vu de cette sensibilité, nous adoptons pour la suite des traitements des réglages compromis : $\alpha = 50$ et $\epsilon = 0,05$ (avec $\delta = 1$, $\gamma = 0$ et 30 itérations). Ce jeu de paramètres offre un bon compromis entre réduction du bruit et conservation des gradients au sein des zones soudées, garantissant des champs suffisamment propres et résolus pour l'identification inverse. Ces valeurs se sont révélées stables d'un essai à l'autre dans la configuration expérimentale considérée.

3.7.3 Champs cinématiques avant recalage avec la microstructure

La figure 73 présente le champ de déplacements V (défini selon Y) pour une des deux éprouvettes (E1) afin de donner une idée des données brutes après calculs des champs cinématiques.

L'analyse du champ de déplacements V met en évidence une contraction de la zone centrale, cohérente avec la striction visible sur les images brutes, ce qui constitue une première validation qualitative de la corrélation. Ces résultats illustrent la capacité de la DIC à capturer des phénomènes physiques attendus, mais leur interprétation reste encore limitée tant que les champs ne sont pas recalés sur la microstructure (via indentations et micrographies). Ce recalage sera indispensable pour associer précisément les zones de concentration de déformation aux différentes zones métallurgiques (métal de base, ZAT, cordon).

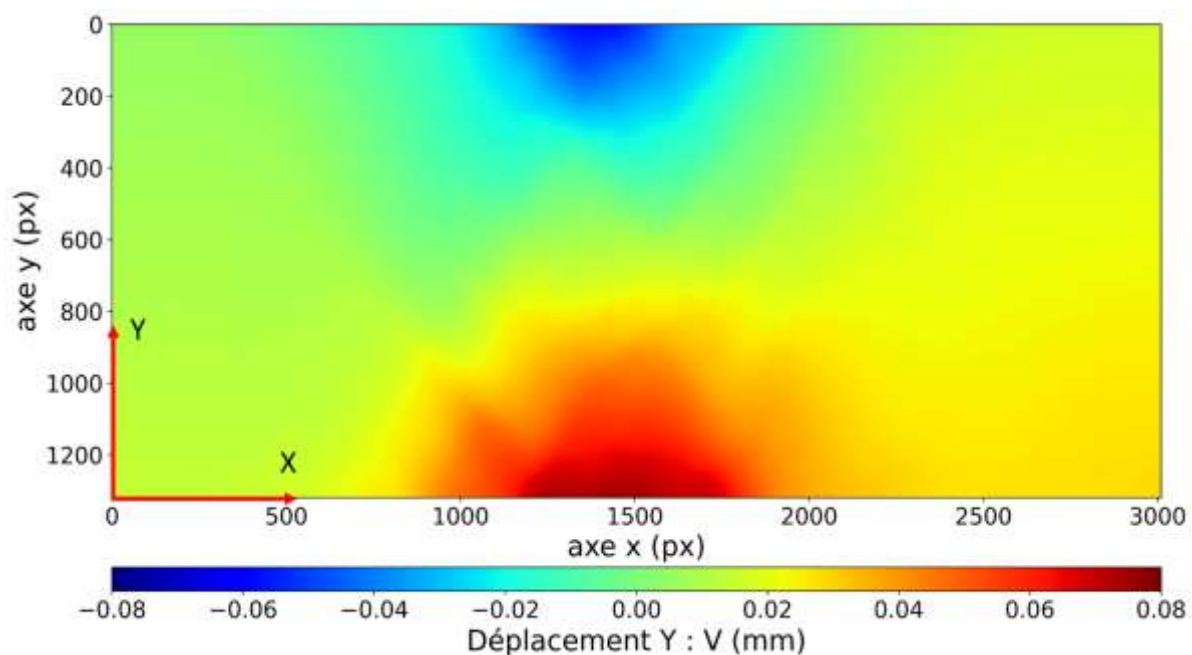


Figure 73 : Champ de déplacements V (suivant Y) avant recalage pour la première éprouvette, mise en évidence de la striction dans la partie centrale du mouchetis.

3.7.4 Champs de déplacements U , V et W

Pour pouvoir les superposer ensuite à la microstructure complète des éprouvettes, il a été nécessaire de réaliser un recalage géométrique entre les images d'essai et les micrographies. Cette étape s'appuie sur l'utilisation de la matrice de passage calculée précédemment. Une fois la matrice de passage connue, on peut l'appliquer aux champs cinématiques. Cependant, il est nécessaire d'étendre artificiellement les champs cinématiques afin de leur donner les mêmes dimensions que les micrographies. Concrètement, des points supplémentaires ont été ajoutés autour de la ROI pour compléter la grille. Ces points n'étant pas mesurés expérimentalement, une valeur nulle leur a été attribuée par défaut. Ainsi, les champs cinématiques présentés apparaissent nuls en dehors de la zone utile. Il ne s'agit pas de valeurs physiques, mais simplement d'un artifice numérique permettant la visualisation des résultats sur la microstructure.

L'ensemble des champs cinématiques présentés par la suite sont issus d'images prises pendant le dernier palier de chargement. Sur la figure 68, présentant le trajet de chargement, on observe un palier de charge avant la rupture, cette zone correspond à une forte déformation plastique des éprouvettes. Les images analysées ont été prises pendant ce palier mais avant l'apparition de fissure, afin d'avoir un maximum de déformation plastique.

Les champs de déplacements mesurés selon les directions X (longitudinale, sens de l'effort de traction) et Y (transversale) et Z (verticale) ont été recalés sur les microstructures afin de faciliter leur interprétation.

Les champs U , associés à l'allongement dans la direction de traction, présentent une répartition très homogène de part et d'autre de l'axe central de l'éprouvette. Comme attendu du fait de la configuration de la micro-machine, dans laquelle les deux mors sont mobiles, les déplacements sont positifs d'un côté et négatifs de l'autre, traduisant un mouvement symétrique (Figure 74). On retrouve ainsi une zone centrale jouant le rôle de « fibre neutre » où le déplacement est quasiment nul. L'intérêt mécanique de ces champs reste limité, puisqu'il traduit essentiellement la cinématique globale imposée par la machine sans fournir d'informations locales sur les hétérogénéités de comportement. On remarque tout de même que l'amplitude des déplacements est beaucoup plus faible pour l'éprouvette E2.

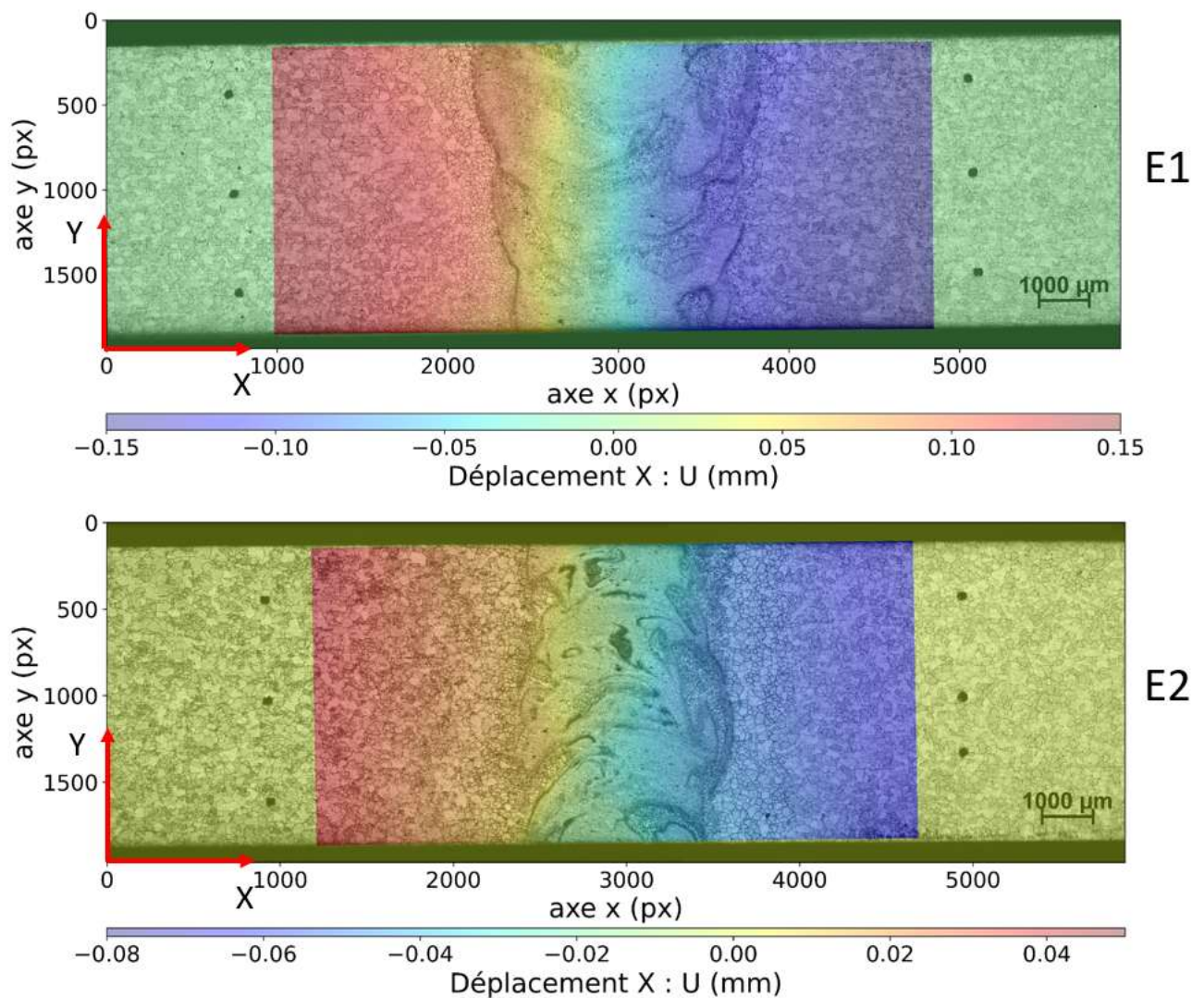


Figure 74 : Champs de déplacements U (suivant X) pour les deux éprouvettes.

Le champ V , correspondant à la direction transverse, présente également des valeurs positives et négatives de part et d'autre d'une fibre neutre qui cette fois est horizontale. Ces valeurs sont cohérentes avec la contraction due à l'effet de Poisson. Ce champ met en évidence une localisation marquée de la contraction au niveau du cordon de soudure pour les deux éprouvettes, tandis que les valeurs restent proches de zéro dans le reste de la structure (Figure

75). En effet, on observe une striction importante au niveau du cordon de soudure, ce phénomène était déjà présent dans la présentation du champ brut mais on constate ici tout l'intérêt de la superposition des champs cinématiques avec la microstructure. Cette observation traduit un comportement différent de la zone soudée, avec une déformation précoce de cette zone par rapport au reste de la structure.

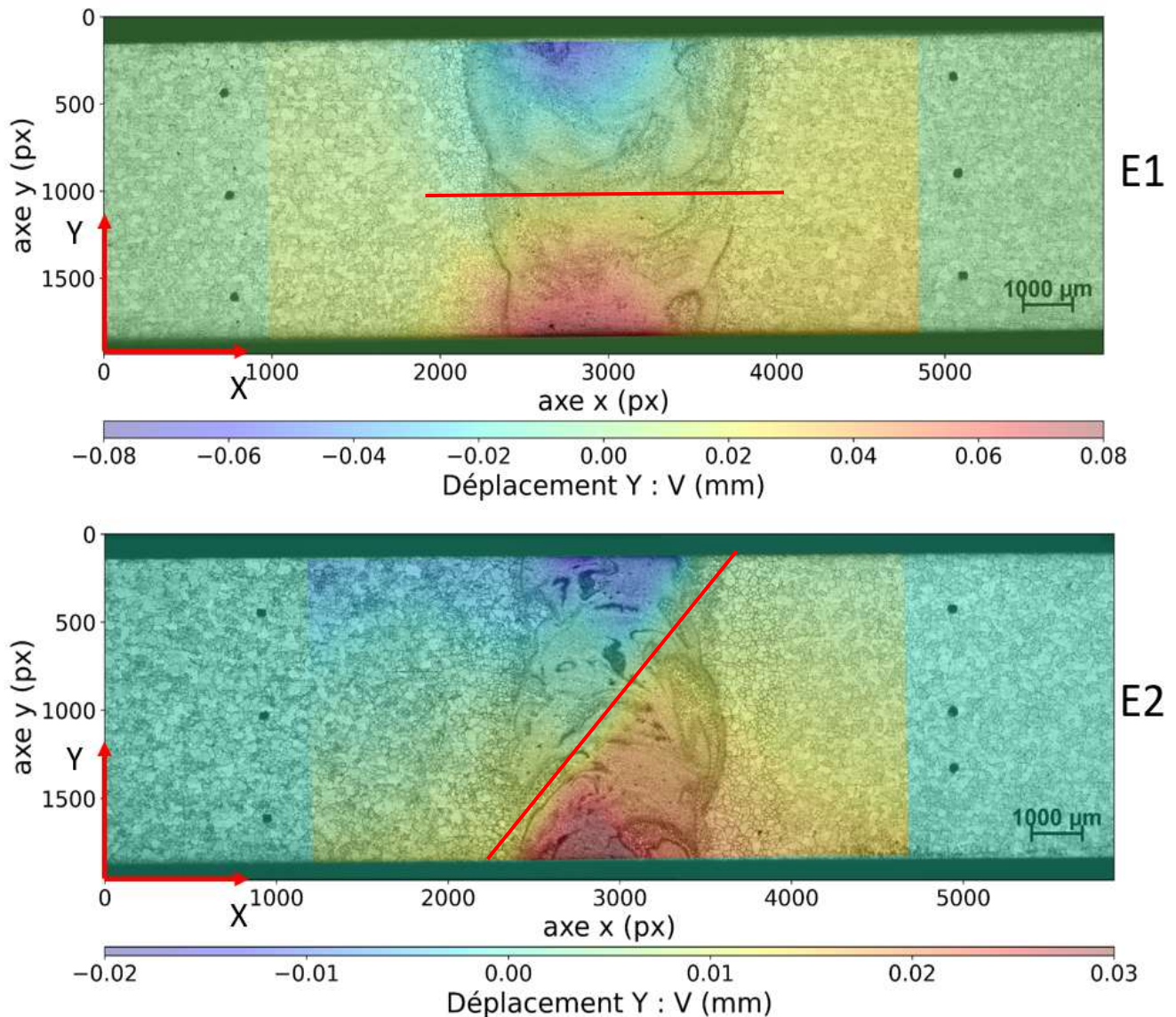


Figure 75 : Champs de déplacements V (suivant Y) pour les deux éprouvette.

Dans les deux cas, on observe globalement la même chose à savoir une contraction du cordon de soudure sous l'effet du coefficient de poisson. Cependant on remarque que pour la première éprouvette (Figure 75 haut) la séparation est horizontale et les deux parties du cordon se contractent de la même manière alors que pour la seconde éprouvette (Figure 75 bas) la séparation est plutôt oblique, mise en évidence par les lignes rouges sur les figures. Dans le second cas, le cordon se contracte également mais avec une répartition des déplacements qui n'est pas tout à fait la même. Cette seule observation ne permet pas de déduire d'informations

cruciales mais elle met en évidence que deux éprouvettes prélevées dans le même deck de trottoir peuvent présenter des variations de comportement mécanique au niveau de la soudure mettant en avant la variabilité inhérente au processus de soudage.

Le champ W correspond aux déplacements verticaux en dehors du plan de l'essai (axe Z). Bien qu'ils ne soient pas utilisés par la suite dans le modèle inverse pour l'identification des propriétés matériaux il est tout de même intéressant de les observer ici (Figure 76).

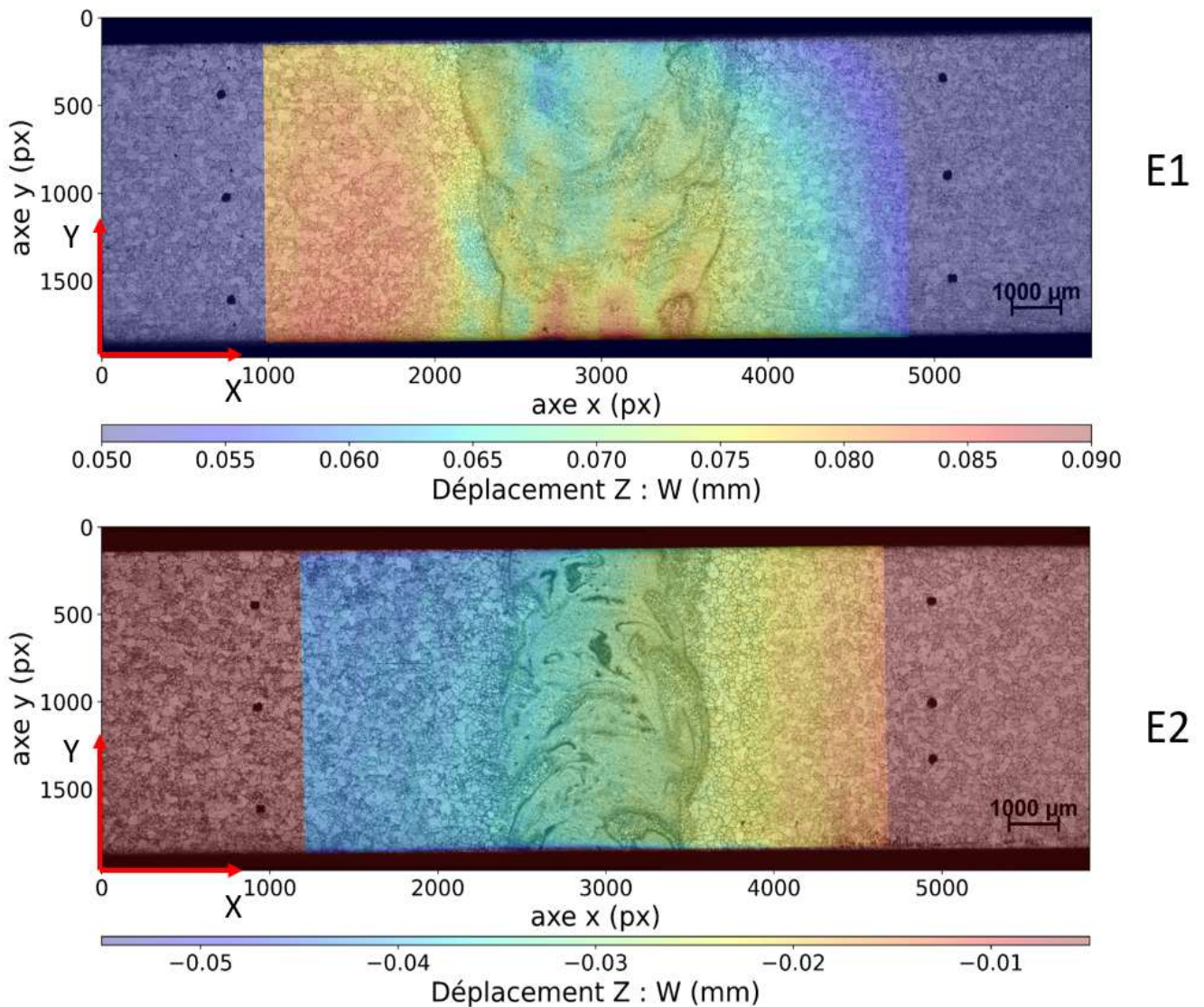


Figure 76 : Champs de déplacements W (suivant Z) pour les deux éprouvettes.

L'analyse des champs de déplacements selon l'axe Z met en évidence un déplacement global des éprouvettes dans la direction verticale. L'éprouvette E1 se déplace globalement vers le haut, tandis que l'éprouvette E2 se déplace vers le bas. L'amplitude de ces déplacements, bien que variable d'un essai à l'autre, reste significative par rapport aux déplacements dans les autres directions et suffisamment marqué pour influencer la mesure des champs de déformations.

La répartition spatiale des déplacements met en évidence des différences notables entre les deux éprouvettes. Pour l'éprouvette E1, le coin inférieur gauche apparaît comme la zone la plus haute, tandis que le coin supérieur droit est le plus bas, traduisant une légère inclinaison de l'éprouvette. Ainsi, bien que le mouvement global soit ascendant, un gradient vertical transversal s'établit, révélant un basculement de la pièce. L'éprouvette E1 présente donc des déplacements caractéristiques d'un état de torsion, avec un point de bascule localisé au niveau du cordon de soudure. En effet, de fortes variations sont observées dans les zones supérieure et inférieure du cordon, suggérant une influence marquée de cette région sur les déplacements hors plan. L'analyse des champs de déplacements indique qu'en définitive, malgré une sollicitation en traction pure, l'éprouvette E1 est soumise à un chargement plus complexe.

À l'inverse, le champ de déplacements de l'éprouvette E2 se distingue par une distribution beaucoup plus homogène. La cartographie présente une variation douce et régulière, la partie gauche étant légèrement plus basse que la droite, ce qui indique un basculement global mais sans perturbation locale notable. Aucun contraste particulier n'est observé au niveau du cordon ou des zones adjacentes. Dans le cas de l'éprouvette E2 le déplacement vertical correspond donc plutôt à celui d'un mouvement de corps rigide sans variation particulière au niveau du cordon de soudure et semble être dû un mouvement global de l'éprouvette dans la machine et pas à des phénomènes mécaniques liés à la microstructure. Ainsi l'éprouvette E2 présente les champs de déplacements d'un essai de traction pur.

On observe une différence marquée entre les deux éprouvettes concernant les déplacements hors plan. Dans le cas de l'éprouvette E1, les hétérogénéités au niveau du cordon de soudure semblent jouer un rôle déterminant, tandis que pour l'éprouvette E2, le champ de déplacements apparaît beaucoup plus uniforme. Cette différence pourrait s'expliquer par la géométrie des cordons de soudure, qui varie d'une éprouvette à l'autre. En effet, dans les champs de déplacements suivant X et Y, cette influence est moins perceptible, car ces directions sont principalement gouvernées par le chargement en traction (déplacement imposé suivant X et effet du coefficient de Poisson), en revanche, la géométrie du cordon s'exprime davantage suivant Z. Si l'on considère que le cordon se déforme plus que le reste de la structure, la forme en V observée sur le cordon de la première éprouvette pourrait induire une localisation des déformations dans la partie supérieure. Cette déformation différenciée entraîne alors une adaptation globale de l'éprouvette, contrainte par les mors de la machine, se traduisant par des variations de déplacement mesurées suivant Z.

Ces observations illustrent par ailleurs l'intérêt de la stéréo-corrélation d'images numériques : même si les déplacements et déformations hors plan (W) ne sont pas directement exploités dans le modèle numérique mis en place au chapitre 4, leur prise en compte améliore considérablement la précision et la fiabilité du calcul des déformations dans le plan. En effet, au vu de l'amplitude des déplacements suivant Z, une corrélation bidimensionnelle classique introduirait des erreurs notables sur les champs de déplacements mesurés dans le plan (U, V).

3.7.5 Champs de déformations E_{xx}

Les champs de déformations présentés ici sont obtenus par dérivation des champs de déplacements comme expliqué précédemment. La figure 77 présente les champs de déformations suivant X (E_{xx}).

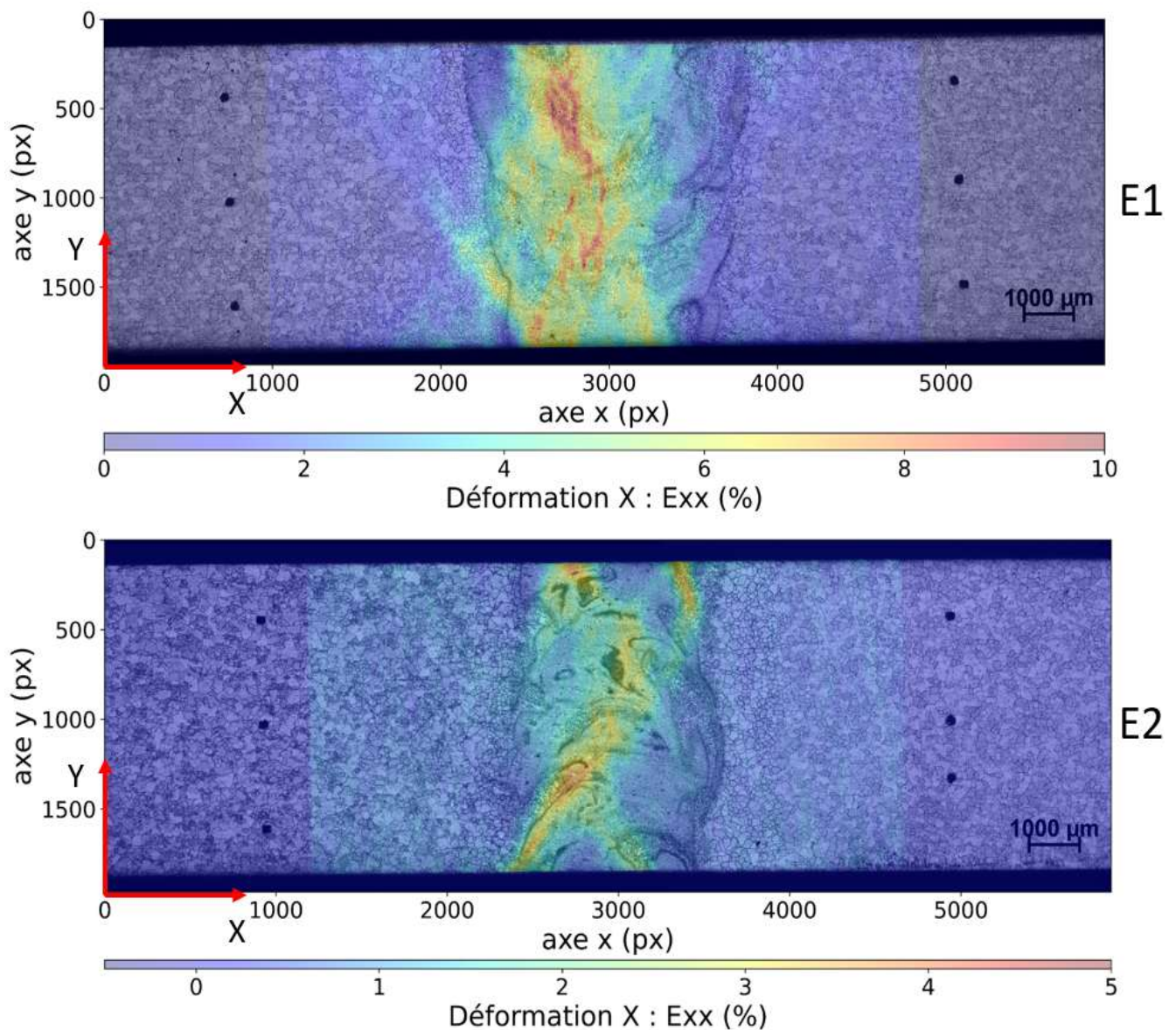


Figure 77 : Champs de déformations suivant X pour les deux éprouvettes.

D'un point de vue global, les champs de déformations E_{xx} alignés avec la direction de traction, révèlent une localisation marquée des déformations dans la zone centrale correspondant au cordon de soudure, tandis que les autres parties de la structure restent

relativement peu sollicitées. Cette observation confirme que le cordon constitue la zone critique d'un point de vue mécanique, où se concentre l'essentiel de la plasticité. La localisation des déformations plastiques dans le cordon de soudure pour les deux éprouvettes est le signe de propriétés mécaniques plus faibles dans cette zone. En effet, si le cordon plastifie davantage que le reste de la structure cela montre une limite élastique plus basse. Dans les deux cas, on observe une forme de déformation en X. Elle est bien plus marquée et nette pour la deuxième éprouvette mais tout de même visible pour la première bien que plus large et diffuse.

Pour la première éprouvette, on remarque un niveau de déformation suivant X important dépassant localement les 10% allant jusqu'à 11.8% pour certaines parties du cordon de soudure. Ce niveau de déformation reste cohérent avec un alliage 6061 pour lequel l'allongement à rupture peut atteindre 15%. La majeure partie des déformations s'étendent sur une zone relativement large et dans le cordon, traduisant une plasticité plus homogène et répartie (on a une large zone avec des déformations égales ou supérieures à 5%). Cependant on note tout de même de fortes variations avec une bande centrale présentant une plastification plus importante, cela montre le caractère hétérogène du cordon de soudure et probablement une variation de propriétés mécaniques internes à cette zone.

À l'inverse, la seconde éprouvette présente une localisation beaucoup plus marquée et concentrée dans deux bandes étroites traversant le cordon en diagonales, indiquant que la plasticité est confinée à certaines régions. Cette localisation montre une fois de plus le caractère hétérogène du cordon de soudure mais de manière plus marquée encore. On remarque également que le niveau de déformation globale est bien plus faible pour cette éprouvette malgré des valeurs localement élevées.

La comparaison des deux éprouvettes met en évidence des différences de comportement importantes, particulièrement sur le niveau de déformation. En effet, la première éprouvette présente un comportement plus ductile que la deuxième avec des niveaux de déformation à rupture bien plus élevés et une zone de plastification plus étendue. D'autre part, on remarque que malgré les disparités internes la première éprouvette a un comportement plus homogène que la deuxième. Ces observations illustrent comment les hétérogénéités locales peuvent moduler le comportement plastique avant l'amorçage de fissures.

3.7.6 Champs de déformations E_{yy}

La figure 78 présente les champs de déformations suivant Y recalés sur la microstructure.

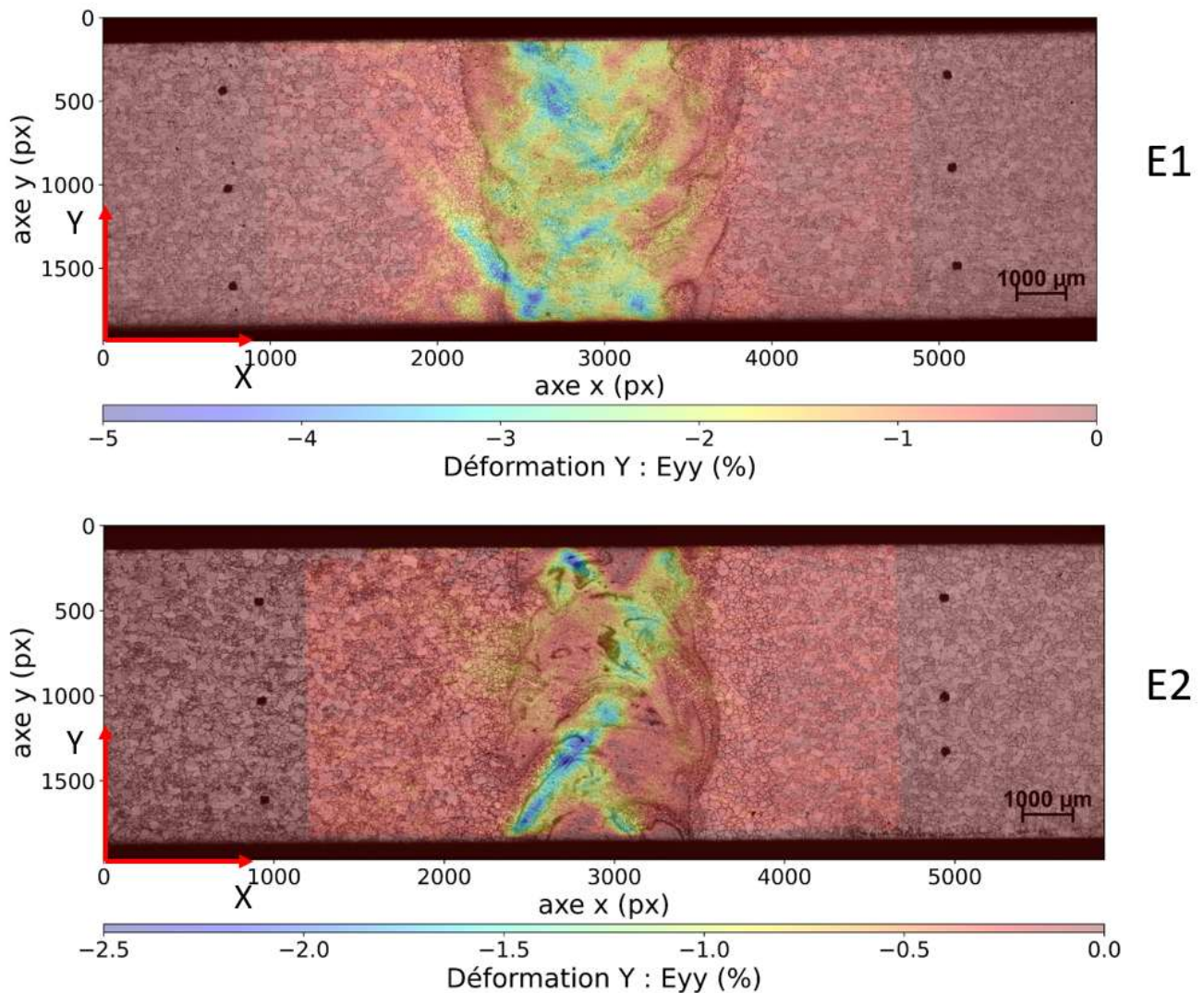


Figure 78 : Champs de déformations suivant Y pour les deux éprouvettes.

Les champs de déformations E_{yy} , obtenus juste avant l'amorçage de fissures, révèlent des comportements contrastés entre les deux éprouvettes malgré un niveau de sollicitation équivalent. On retrouve le même genre de comportement que pour les déformations suivant X avec des localisations de déformations dans les mêmes zones.

- **À l'échelle globale**, les deux cartes montrent que la zone soudée concentre l'essentiel de la plasticité, tandis que le métal de base reste faiblement sollicité. Ce contraste

confirme le rôle dominant du cordon comme zone de faiblesse mécanique. De plus, on remarque un niveau de déformation globale bien plus important dans la première éprouvette avec des déformations allant jusqu'à 5% contre seulement 2.5% pour la seconde.

- **À l'échelle locale**, les différences sont marquées : la première éprouvette présente une contraction maximale plus forte mais répartie sur une zone relativement large, traduisant une plasticité diffuse s'étendant latéralement autour du cordon. À l'inverse, la seconde éprouvette montre une amplitude moindre mais beaucoup plus confinée dans le cordon, avec des gradients de déformation abrupts. Cette localisation accentuée est cohérente avec une microstructure plus hétérogène et pourrait indiquer une sensibilité accrue à l'amorçage de fissures. On remarque également que pour les deux éprouvettes les zones de fortes contractions suivant Y correspondent aux zones de fortes elongations suivant X.

Ainsi, les résultats mettent en évidence deux modes de réponse : une plasticité étendue et diffuse dans un cas, et une plasticité confinée et localisée dans l'autre. Ces différences traduisent probablement la variabilité microstructurale entre les cordons soudés et soulignent la nécessité d'un recalage précis des champs de déformations sur les observations micrographiques pour relier directement ces comportements aux hétérogénéités métallurgiques (cordon, ZAT, métal de base).

3.7.7 Champs de déformations E_{xy}

La figure 79 présente cette fois les champs de déformations E_{xy} , le cisaillement dans le plan de l'essai. L'étude des champs de cisaillement apporte un complément aux observations faites sur les déformations longitudinales et transversales.

Encore une fois, pour les deux éprouvettes, les champs E_{xy} montrent que les zones de déformation E_{xy} sont principalement localisées autour du cordon de soudure, ce qui indique que cette zone concentre non seulement la traction longitudinale (E_{xx}) et la contraction transverse (E_{yy}), mais également le cisaillement. On peut remarquer que le niveau de déformation bien que non négligeable reste faible au regard des déformations E_{xx} . De plus, pour les deux éprouvettes, les champs E_{xy} montrent que les zones de cisaillement sont organisées selon deux diagonales opposées (mise en évidence par les lignes rouges et bleues sur la figure 79) : l'une présentant un cisaillement positif et l'autre un cisaillement négatif. Cette distribution diagonale traduit la symétrie des contraintes de cisaillement induites par la traction et reflète la répartition multiaxiale de la plasticité dans le cordon. Dans les deux cas on voit que les zones de cisaillement sont en adéquation avec les zones de fortes déformations suivant X, particulièrement pour la deuxième éprouvette où l'on retrouve le même motif que sur la figure 78. Une fois de plus on note une zone de déformation plus large et plus homogène pour la première éprouvette ainsi que des niveaux de déformation plus importants.

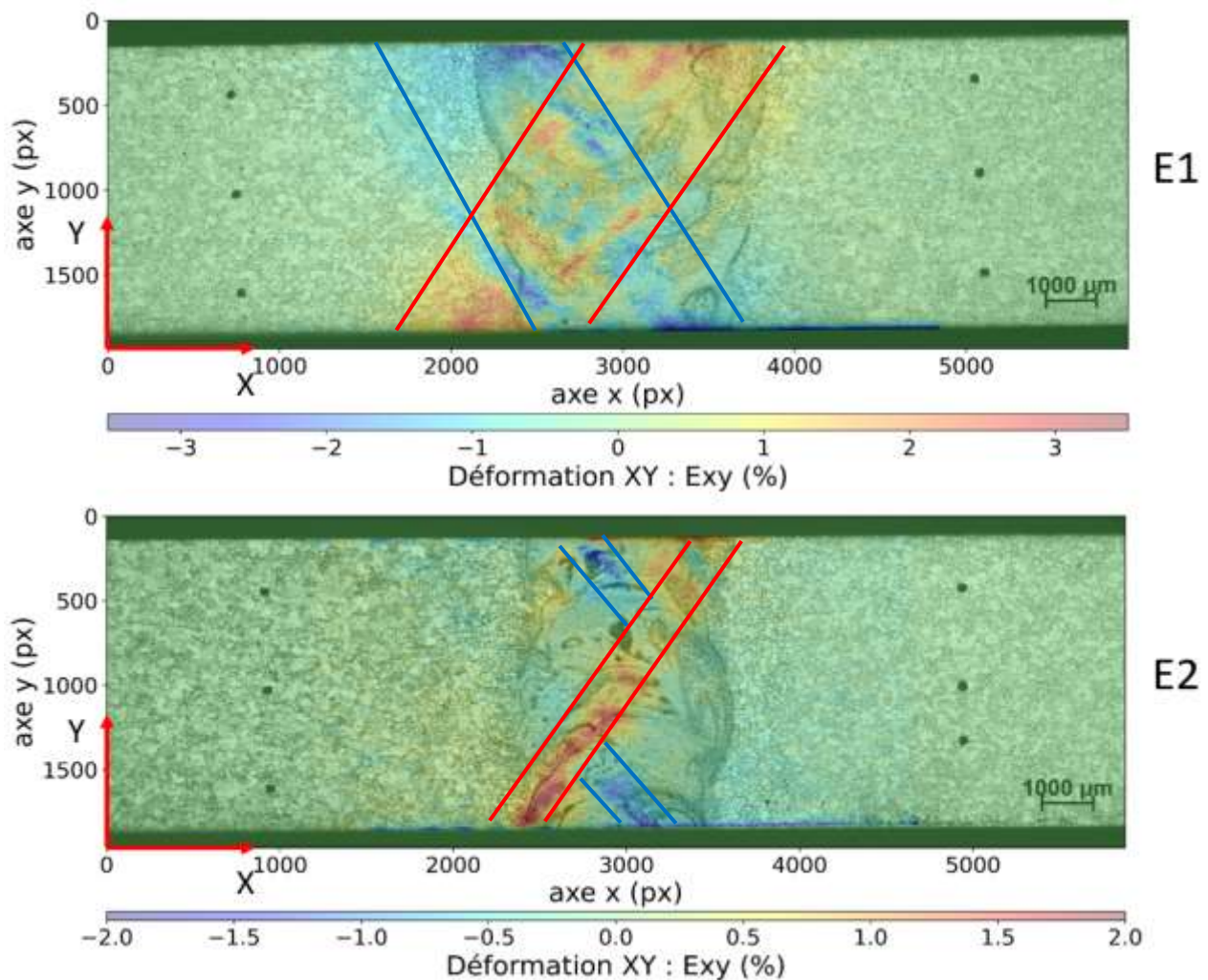


Figure 79 : Champs de déformations XY pour les deux éprouvettes.

3.7.8 Conclusion sur les champs de déformations

La corrélation entre les champs E_{xx} , E_{yy} et E_{xy} montre ainsi que la plasticité dans le cordon de soudure est multiaxiale, bien que dominée par E_{xx} , ce qui est logique au regard de la direction de la sollicitation. De plus, bien que les niveaux de déformation soient différents entre les éprouvettes, on remarque pour les deux la même proportion entre les différents champs (E_{xx} , E_{xy} et E_{yy}). L'analyse des différents champs cinématiques permet donc de mettre clairement en avant deux phénomènes principaux :

Premièrement l'influence du cordon de la soudure sur la tenue des assemblages soudés en aluminium, avec une localisation forte de la plasticité dans le cordon et une importante variabilité interne à celui-ci. Cela met en avant l'influence des phénomènes locaux liés aux variations de microstructure intra-cordon. La soudure joue donc un rôle important sur la création de gradient de propriété entre les différentes zones de l'assemblage mais également à l'intérieur de celle-ci

Deuxièmement, la variabilité entre les deux éprouvettes. En effet elles proviennent toutes les deux du même deck de trotinettes et présentent pourtant des différences marquées

notamment au niveau de l'amplitude des déformations. Cela induit une forte variabilité dans le procédé de soudage, si l'on suppose que le traitement thermique a été homogène sur tout le deck, les variations observées sont à mettre sur le compte du cycle thermique du soudage ainsi que sur les variations de forme d'un cordon à l'autre. Les résultats montrent donc des variations importantes de comportement au sein d'un même deck de trottinette, ce qui induit non seulement des variations du au soudage d'une pièce à l'autres mais aussi des variations à l'intérieur d'un même cordon.

3.7.9 Evolution du champ de déformations équivalentes de von Mises en fonction du temps

La visualisation des champs de déformations équivalentes de von Mises permet de d'étudier les localisations de déformation indépendamment de leurs orientations. Evidemment au vu de la prépondérance des déformations suivant X, les champs cinématiques E_{vm} et E_{xx} sont relativement semblables. L'exploitation du champ E_{vm} au cours du temps permet de visualiser les zones d'amorçage des déformations plastiques. Les figures 80 et 81 exposent l'évolution du champ E_{vm} pour les deux éprouvettes et pour 4 moments différents au cours de la phase de plastification des éprouvettes. Les images présentées pour chacune des éprouvettes ont été prise au moment des 4 derniers cycles de chargement et correspondent donc au 4 derniers pics sur le trajet de chargement de la figure 68. Cela permet d'avoir dépassé récemment la limite élastique et donc de visualiser l'évolution de la plasticité au cours du temps. On peut remarquer que les déformations plastiques se produisent d'abord dans le cordon puis se propagent dans celui-ci, il faut ensuite attendre des niveaux de déformations importants avant que la plasticité ne se propagent dans les zones proches du cordon. On remarque également que quel que soit le niveau de contraintes, les déformations dans le métal de base restent très faibles.

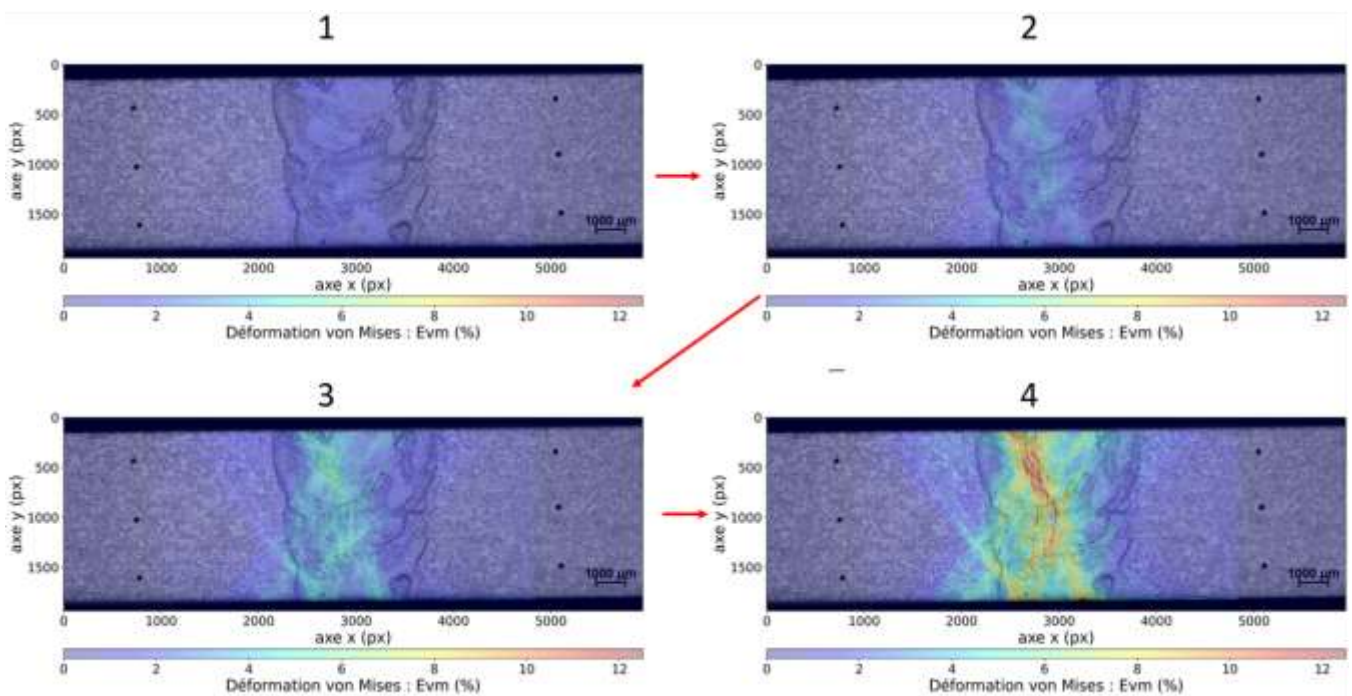


Figure 80 : Evolution des déformations équivalentes de von Mises pour les 4 derniers cycles de charge de l'éprouvette E1.

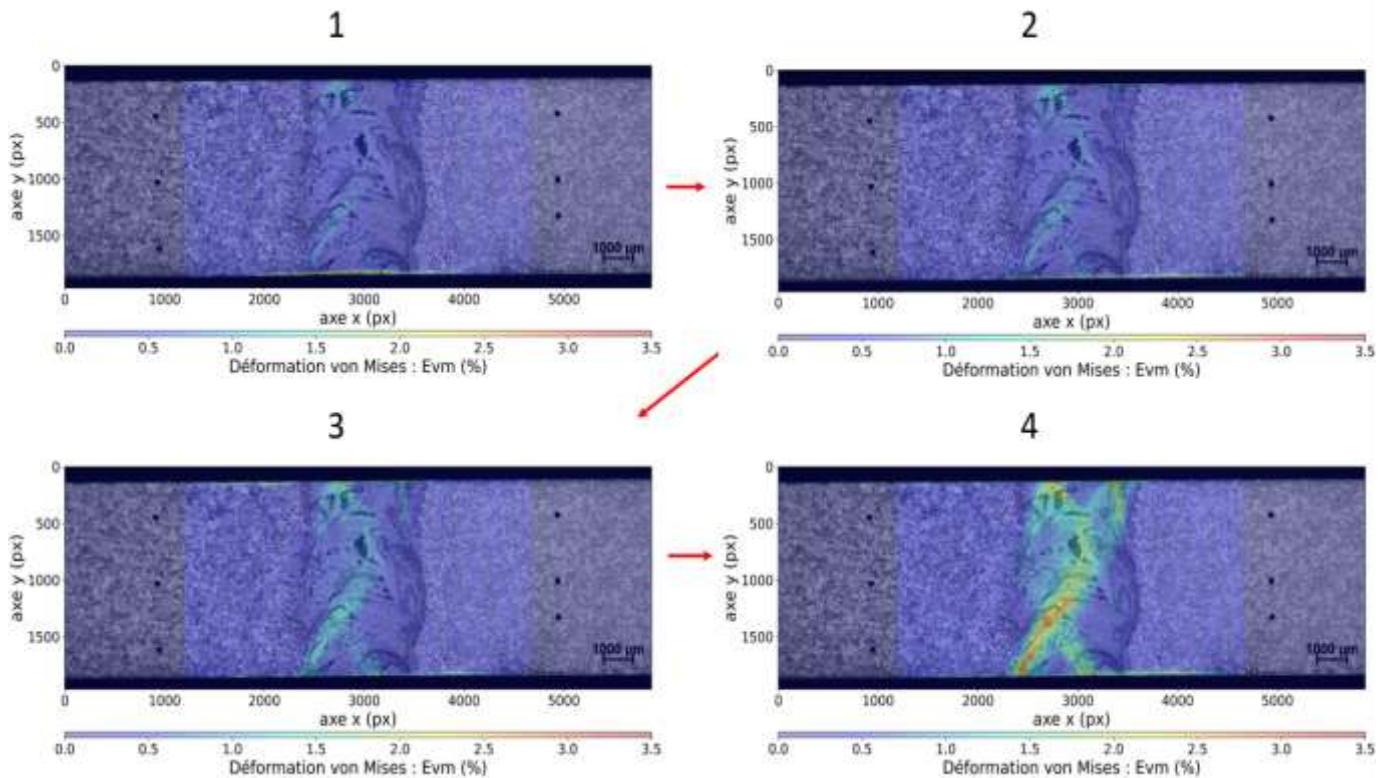


Figure 81 : Evolution des déformations équivalentes de von Mises pour les 4 derniers cycles de charge de l'éprouvette E2.

Ces observations recourent les remarques déjà formulées à propos des champs de déformations E_{xx} et E_{yy} . En effet, toutes les observations expérimentales mettent en évidence une plastification précoce dans le cordon de soudure et une limite élastique plus faible dans cette zone par rapport au reste de la structure (puisque l'on considère un module de Young équivalent pour l'ensemble de la structure).

3.8 Conclusions sur les essais de micro-traction

Cette étude a montré que la stéréo-DIC, appliquée à des essais de micro-traction, constitue un outil efficace pour caractériser la mécanique locale des assemblages soudés. Au-delà de la validation méthodologique (préparation soignée des éprouvettes, mouchetis optimisé, tests de rigidité confirmant la précision sub-pixel), les résultats mettent clairement en évidence une forte localisation des déformations au niveau des cordons de soudure, ce qui s'explique par une **faible limite élastique** dans cette zone et une tendance à concentrer la plasticité.

L'analyse des champs de déformations a révélé une **variabilité intra-cordon** significative avec des champs de déformations non uniformes à l'intérieur de celui. Une éprouvette montre une plasticité diffuse et ductile, l'autre une localisation plus stricte et confinée. Cette variabilité illustre directement l'hétérogénéité microstructurale des soudures et souligne l'importance de mesures en champ complet, impossibles à obtenir par des approches

globales. De plus, les variations inter-éprouvette mettent en évidence l'influence des dispersions de géométrie des cordons et de propriétés intrinsèques au procédé de soudage.

En définitive, la stéréo-DIC s'impose ici comme une méthode robuste pour accéder aux mécanismes locaux de plastification dans les assemblages soudés. Elle fournit des données expérimentales essentielles qui serviront de base à l'identification inverse et à la validation des modèles numériques qui seront développés dans le chapitre suivant.

Chapitre 4 : Exploitation des champs expérimentaux pour l'évaluation des lois de comportement élastoplastiques locales

4.1 Introduction

Les résultats expérimentaux présentés au chapitre trois ont mis en évidence des différences notables de comportement mécanique principalement entre le cordon de soudure et le reste de la structure. Toutefois, ces observations restent essentiellement qualitatives : elles montrent des gradients de déformations et des localisations, mais ne permettent pas, en l'état, de déterminer quantitativement les lois de comportement associées à chaque zone.

Pour franchir cette étape, une approche numérique a été développée couplant une simulation par éléments finis et l'utilisation d'un modèle d'intelligence artificielle. L'objectif est double : d'une part, disposer d'une modélisation numérique des essais de micro-traction permettant de simuler les champs de déformations pour différentes hypothèses de propriétés mécaniques spécifiques par zone ; d'autre part, disposer d'une base de comparaison directe avec les mesures expérimentales.

La démarche suivie repose donc sur trois étapes principales. Dans un premier temps, un modèle numérique, construit à partir de la géométrie réelle des éprouvettes, est utilisé pour reproduire les conditions des essais. Ensuite, une base de données est constituée en réalisant un grand nombre de simulations en faisant varier les paramètres des lois de comportement. Enfin, un modèle d'apprentissage automatique de type réseau de neurones convolutifs (CNN) est entraîné à l'aide de cette base de données. Une fois validé, ce modèle CNN est appliqué aux champs expérimentaux issus de la corrélation d'images afin de prédire les lois de comportement élastoplastiques locales pour le métal de base, la ZAT et le cordon.

Ce chapitre s'appuie sur les champs de déformations extraits des essais de micro-traction et les exploite afin de déterminer précisément les paramètres d'une loi de comportement élastoplastique pour chacune des trois zones de la soudure, et ce, pour chaque éprouvette étudiée.

4.2 Mise en place de la modélisation représentant l'essai de micro-traction

Afin de compléter les résultats expérimentaux, une modélisation des essais de micro-traction a été développée. L'objectif de ce modèle est de reproduire le plus fidèlement possible les conditions des essais réels, tant du point de vue de la géométrie des éprouvettes que du chargement appliqué. Ce modèle constitue un lien entre les observations issues de la stéréo-DIC et les hypothèses mécaniques retenues pour décrire le comportement des différentes zones de la soudure.

4.2.1 Géométrie du modèle

Le modèle éléments finis a été réalisé avec le logiciel ANSYS, en s'appuyant sur les images de microstructure acquises lors de la préparation des éprouvettes. Ces images ont permis

d'extraire la géométrie du cordon de soudure, de sorte que chaque éprouvette dispose de sa propre représentation numérique, spécifique et fidèle à sa morphologie réelle, prenant en compte les variations de largeur du cordon de soudure. L'extraction de la géométrie se fait en trois étapes : d'abord, on trace les contours des cordons de soudure grâce au logiciel Inkscape, puis on travaille cette esquisse dans un logiciel de CAO et on utilise Space Claim afin de transformer celle-ci en un corps surfacique utilisable dans ANSYS. Seule la partie utile de l'éprouvette, correspondant à une zone de $30 \times 6 \text{ mm}^2$, a été modélisée, en prenant en compte l'épaisseur des éprouvettes mesurée après polissage. Cette approche garantit que la simulation représente avec précision la configuration des essais, tout en limitant la taille du modèle numérique afin de préserver un coût de calcul raisonnable. Le modèle est en soit relativement simple. En effet, il s'agit d'appliquer un effort de traction sur une structure plane. Sa particularité vient principalement de l'utilisation de la géométrie extraite des micrographies comme illustré dans la figure 82.

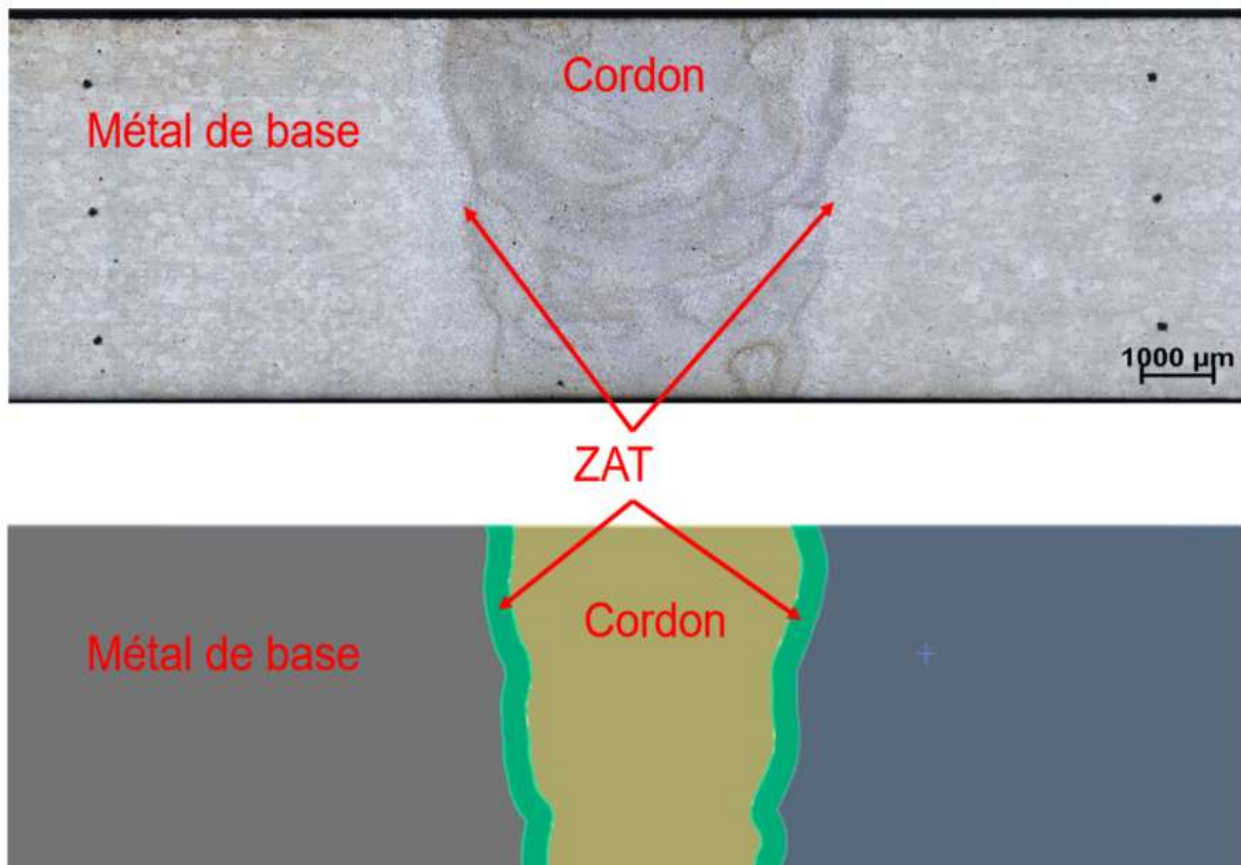


Figure 82 : Géométrie du modèle extraite de la microstructure pour l'éprouvette E1.

Comme on peut le constater sur la figure 82, trois zones distinctes ont été considérées dans la modélisation : le métal de base, le cordon de soudure et la ZAT. Même si les observations expérimentales n'ont pas permis de définir précisément l'étendue de cette zone, son introduction dans le modèle numérique permet de tester l'influence d'une transition mécanique entre le cordon et le métal de base. Une largeur de 1,5 mm de part et d'autre du cordon a été retenue à titre d'hypothèse. Cette hypothèse sera évaluée *a posteriori*, en

confrontant les résultats numériques aux champs expérimentaux, afin de déterminer si la prise en compte de cette zone apporte un gain de représentativité. Ainsi, la prise en compte explicite de la ZAT dans le jumeau numérique constitue à la fois une hypothèse de travail et une opportunité d'enrichir les résultats, sans que le coût en temps de calcul ne soit trop important.

4.2.2 Choix d'un modèle de comportement élastoplastique

Une loi de comportement élastoplastique décrit la réponse mécanique d'un matériau soumis à une sollicitation au-delà de sa limite d'élasticité. Elle permet de relier les contraintes appliquées aux déformations observées en tenant compte à la fois de la partie réversible (élastique) et de la partie irréversible (plastique) de la déformation. Ces modèles sont essentiels pour simuler le comportement des structures métalliques, en approximant le comportement des matériaux par un modèle mathématique.

Dans la suite de cette étude, nous faisons le choix d'un modèle élasto-plastique homogène par zone de type Lemaitre-Chaboche. Chacune des trois régions considérées (métal de base, ZAT, cordon de soudure) est ainsi décrite par un comportement constitutif unique et représentatif, sans prise en compte des hétérogénéités locales internes à chaque zone.

Cette hypothèse constitue une simplification forte, puisqu'elle néglige la variabilité microstructurale observée expérimentalement à l'échelle locale. Néanmoins, elle présente deux avantages majeurs :

1. Elle permet de différencier clairement le rôle mécanique de chaque zone dans la réponse globale de l'assemblage,
2. Elle offre un cadre suffisamment simple pour confronter directement le modèle numérique aux champs de déformations expérimentaux et identifier les tendances dominantes.

De plus, l'identification des lois de comportement sur les trois zones est particulièrement judicieuse, car les propriétés du métal de base (alliage 6061-T6) sont bien documentées dans la littérature. Cette connaissance *a priori* constituerait un point de référence solide pour l'identification, et renforce la crédibilité de la différenciation entre zones soudées.

Dans le cadre de ce modèle, nous avons retenu l'utilisation d'une loi élastoplastique bilinéaire à écrouissage isotrope linéaire pour représenter le comportement des différentes zones de la soudure. Ce choix repose avant tout sur des considérations de simplicité. En effet, l'objectif est d'illustrer la faisabilité d'une démarche couplant essais micromécaniques, simulations numériques et intelligence artificielle dans un premier temps, c'est donc une loi élastoplastique relativement simple qui a été choisie.

Enfin, ce choix est cohérent avec les objectifs de l'étude : mettre en évidence de manière quantitative les différences de comportement entre les trois zones constitutives de l'assemblage soudé (métal de base, ZAT et cordon). L'évaluation de deux composantes par zone (limite élastique et module d'écrouissage) sera suffisante pour différencier les différentes parties de la structure.

Dans notre cas, faute de données expérimentales directes pour évaluer les lois de comportement, nous nous sommes basés sur les valeurs proposées dans les travaux de Q.Puydt (2006) traitant de la détermination de propriétés mécaniques locales dans des assemblages soudés en aluminium de la série 7000 pour les valeurs dans la ZAT et le cordon. Pour la limite élastique dans la tôle nous nous sommes basés sur une valeur connue en interne chez Decathlon. Les valeurs de départ utilisées pour les lois bilinéaires des trois zones de la soudure sont résumées dans le tableau 7 :

Tableau 7 : Propriétés des lois de comportement bilinéaire utilisées en première approximation.

Propriétés	Métal de base	ZAT	Cordon
Module d'Young (GPa)	69	69	69
Limite élastique (MPa)	240	190	160
Module d'écrouissage (MPa)	1000	1500	1500

L'exactitude de ces valeurs n'est pas critique à ce stade et ne servent que de démonstrateur pour illustrer le champ mécanique, puisqu'elles seront par la suite ajustées et déterminés sur des plages de variation relativement larges.

4.2.3 Conditions limites et chargement

Afin de reproduire les conditions des micro-essais de traction, la modélisation a été réalisée en deux dimensions, en adoptant l'hypothèse de contraintes planes. Cette simplification est justifiée par la faible épaisseur des éprouvettes après polissage et par la nature même de l'essai de traction, qui sollicite principalement le matériau dans son plan. De plus, cela permet une réalisation plus rapide des calculs, ce qui sera utile par la suite pour la constitution d'une base de données.

Le maillage a été construit à l'aide d'éléments finis linéaires, avec une taille caractéristique de 0,15 mm, aboutissant à environ 8700 nœuds pour le modèle complet (Figure 83). Ce compromis permet d'obtenir une résolution suffisante pour capter les hétérogénéités locales tout en maintenant un temps de calcul raisonnable.

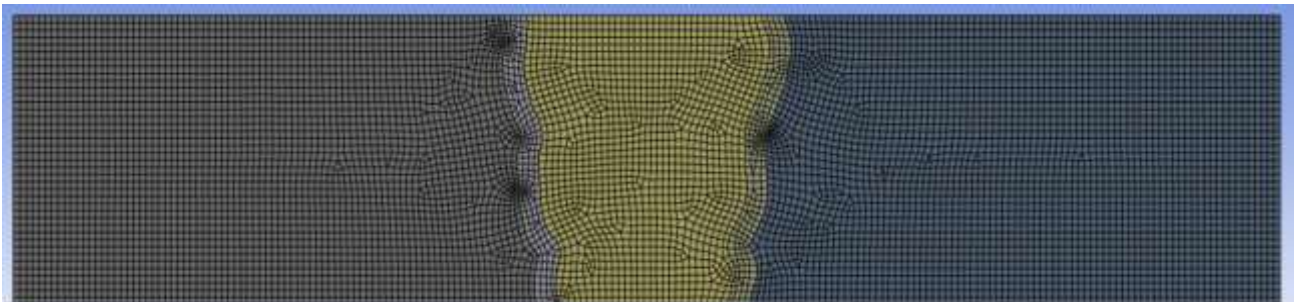


Figure 83: maillage pour l'éprouvette E1.

Les conditions aux limites ont été définies de manière à reproduire fidèlement les sollicitations expérimentales, tout en évitant l'introduction de contraintes parasites. Pour cela, l'utilisation de déplacements distants (*remote displacements*) a été privilégiée plutôt que des appuis ponctuels, car cette approche permet d'imposer une condition mécanique homogène sur une surface entière, tout en limitant les singularités numériques au bord du modèle.

- Sur la face gauche, la translation en X et la rotation autour de Z sont bloquées, tandis que la translation en Y est laissée libre. Cela permet à l'éprouvette de se contracter transversalement, conformément à l'effet de Poisson.
- Sur la face droite, la rotation autour de Z est bloquée, mais la translation en X est libre afin de permettre l'allongement sous la traction. C'est également sur cette face que le chargement est appliqué.

Le chargement consiste en une force imposée sous forme de pression répartie uniformément sur la face droite. Sa valeur correspond aux efforts mesurés lors des essais expérimentaux pour les images exploitées en corrélation d'images : 1310 N pour la première éprouvette et 1510 N pour la seconde. La figure 84 présente les conditions aux limites et le chargement appliqué dans le modèle.

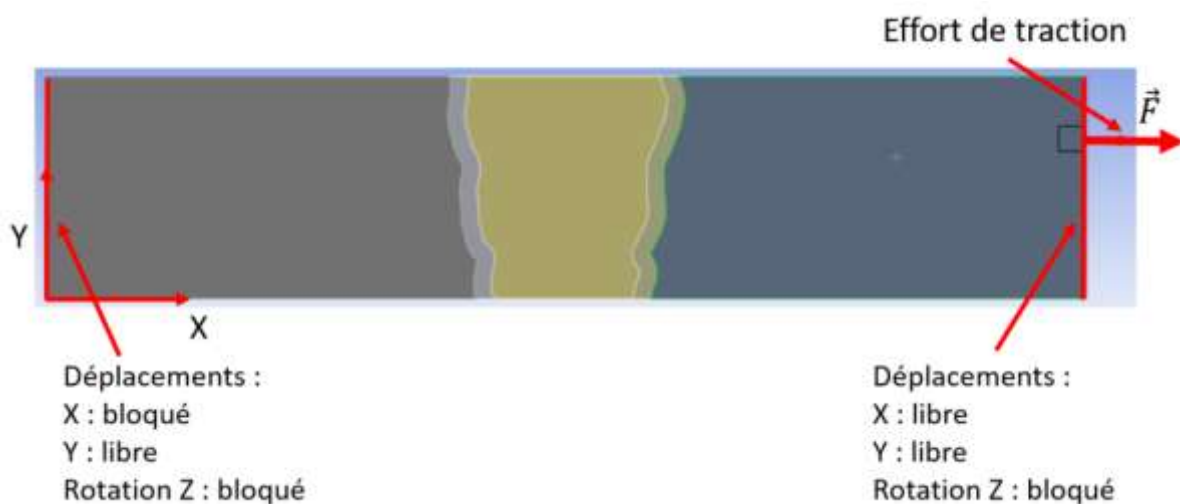


Figure 84 : Conditions aux limites du modèle.

Les différentes étapes présentées ci-dessous ont été dupliquées en suivant le même modèle pour la seconde éprouvette avec pour seules différences l'épaisseur et la géométrie du cordon de soudure.

4.2.4 Résultats numériques basés sur les paramètres de la littérature

Les simulations réalisées avec les données matériaux de la littérature permettent de comparer les champs de déformations calculés avec ceux obtenus expérimentalement par stéréo-DIC. De manière générale, les champs issus du modèle éléments finis apparaissent plus

homogènes que les ceux mesurés. Cette différence n'est pas surprenante, en effet dans le modèle chaque zone (métal de base, ZAT, cordon) est décrite par une loi de comportement bilinéaire unique, qui ne prend pas en compte les hétérogénéités intra-zone observées sur les champs expérimentaux et tend à lisser le comportement de l'éprouvette. Les figures 85 et 86 présentent les champs de déformations suivants X et Y issues du modèle numérique.

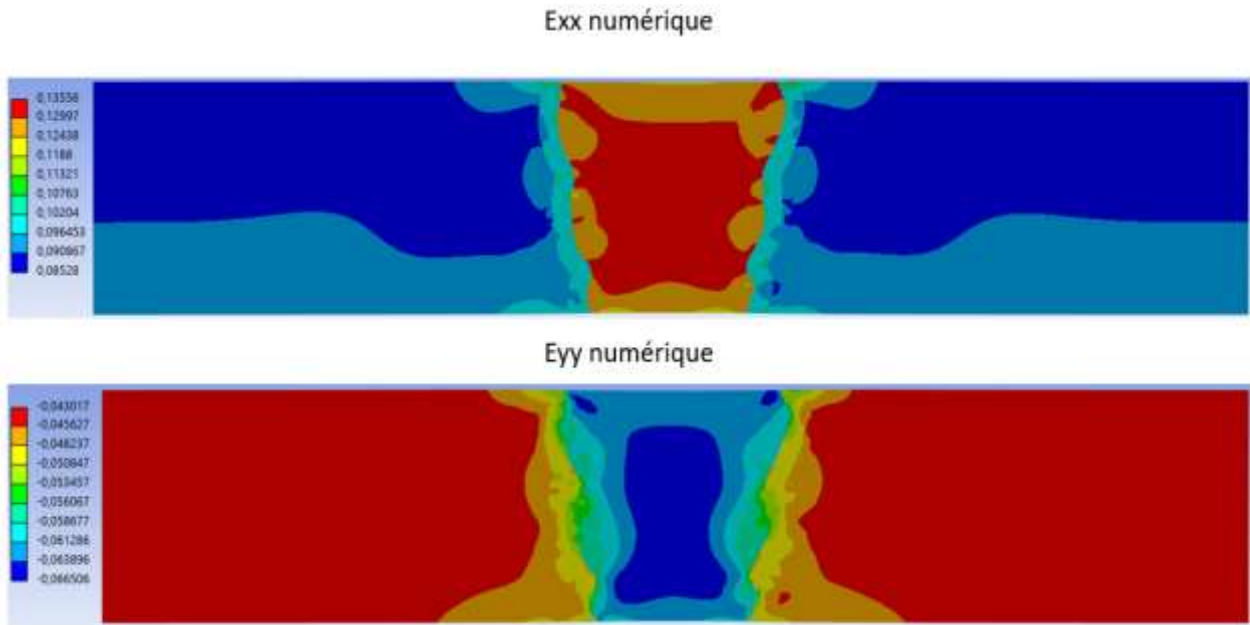


Figure 85 : Champs de déformations E_{xx} et E_{yy} numériques pour le modèle associé à l'éprouvette E1, basé sur les paramètres de la littérature.

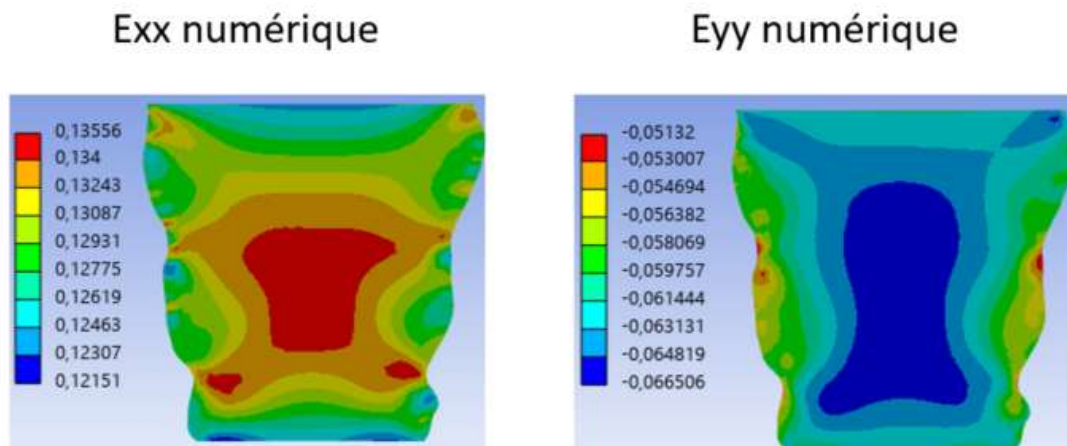


Figure 86 : Champs E_{xx} et E_{yy} numériques au niveau du cordon de soudure pour le modèle associé à l'éprouvette E1, basé sur les paramètres de la littérature.

On remarque également que l'utilisation de trois lois de comportement différenciées pour les trois zones de la soudure permet de reproduire grossièrement les localisations des déformations observées expérimentalement. En effet, l'application d'une limite élastique plus faible dans la ZAT et le cordon de soudure permet de localiser les déformations dans ces zones.

Cela confirme les observations expérimentales qui laissent supposer des propriétés mécaniques plus faibles dans le cordon. De plus, la prise en compte de la géométrie réelle du cordon de soudure permet d'introduire une certaine hétérogénéité au sein de celui-ci.

La comparaison entre les déformations suivant X issues de cette simulation numérique et les mesures expérimentales (Figure 77) met en évidence une cohérence globale mais aussi des différences significatives. Dans les deux cas, la plasticité se concentre au centre de l'éprouvette et atteint des niveaux de déformation compatibles avec les propriétés de l'alliage 6061-T6, ce qui confirme la pertinence du modèle numérique pour décrire la réponse moyenne de l'assemblage. On remarque que numériquement les valeurs de déformation sont proches de celles obtenues pour la première éprouvette. Cela indique que les propriétés mécaniques de cette éprouvette ne sont pas très éloignées de celles issues de la littérature, probablement avec une limite élastique ou un module d'écrouissage plus élevé tout de même car on observe des déformations plus faibles. Pour la seconde éprouvette en revanche, on obtient des résultats très différents ce qui indique que les propriétés mécaniques de celle-ci sont certainement bien plus élevées que celles utilisées pour cette simulation.

Toutefois, le champ issu du calcul par éléments finis reste relativement lisse et symétrique, alors que les mesures par stéréo-corrélation révèlent une plasticité plus hétérogène, structurée en bandes et marquée par des gradients abrupts. Ces écarts traduisent l'influence de la microstructure réelle du cordon et de la ZAT, non prise en compte dans la modélisation. L'approche numérique apparaît donc adaptée pour **capter les grandes tendances**, tandis que l'expérimentation apporte un niveau de détail indispensable pour comprendre les mécanismes locaux de déformation.

4.3 Création de la base de données

À ce stade, le modèle mésoscopique de l'essai de micro-traction a été mis en place. Toutefois, les paramètres des lois de comportement bilinéaires qui y ont été intégrés proviennent de valeurs issues de la littérature et ne reflètent pas nécessairement les propriétés réelles de nos matériaux. Afin d'identifier ces paramètres, la stratégie choisie consiste à recourir à un modèle d'intelligence artificielle capable de les retrouver automatiquement à partir des champs de déformations expérimentaux. La première étape pour mettre en place cet apprentissage est donc la constitution d'une base de données numérique.

La mise en place de cette base constitue une étape essentielle de ce travail, puisqu'elle permet de relier les lois de comportement des différentes zones de la soudure aux champs de déformations qui en résultent lors d'un essai de micro-traction simulé. L'objectif est de disposer d'un ensemble suffisamment vaste et représentatif de cas, afin d'entraîner par la suite un modèle d'IA capable de retrouver, à partir de champs cinématiques expérimentaux, les paramètres élastoplastiques de chacune des zones.

Pour ce faire, le principe retenu est de générer un grand nombre de simulations numériques, chacune correspondant à une combinaison donnée de paramètres matériaux. Les champs de déformations obtenus constituent alors les « sorties » de la base de données, tandis que les lois de comportement utilisées représentent les « entrées ». La confrontation de ces deux ensembles permettra l'apprentissage du modèle d'IA.

Dans ce travail, 1000 simulations indépendantes ont été réalisées. Ce nombre a été choisi comme un compromis entre la diversité nécessaire pour couvrir un large spectre de comportements mécaniques et le temps de calcul disponible. Grâce aux simplifications adoptées dans le jumeau numérique, chaque calcul est exécuté en quelques minutes seulement. Ainsi, la génération complète de la base de données peut être réalisée en pratique sur un simple ordinateur de bureau, en un temps total compris entre une et deux heures, sans avoir recours à des ressources de calcul importantes.

Cette stratégie rend la méthodologie flexible et facilement reproductible, ouvrant la voie à des extensions ultérieures comme un plus grand nombre de simulations ou le recours à des lois de comportement plus complexes.

4.3.1 Paramètres matériaux et plages de variations de la base de données

Comme présenté précédemment chaque zone de la soudure est modélisée par une loi élastoplastique bilinéaire composée de deux paramètres principaux : la limite élastique et le module d'écrouissage.

L'objectif de la base de données étant de couvrir un spectre représentatif de comportements possibles, il est nécessaire de faire varier ces paramètres sur des plages suffisamment larges pour être certain d'inclure les propriétés mécaniques réelles de chacune des zones, tout en évitant des valeurs non physiques. Les bornes de variation ont été définies à partir d'un compromis entre les valeurs issues de la littérature sur les alliages d'aluminium de type 6061-T6, les données issues des essais de micro-traction (contrainte globale au moment de la rupture) et la volonté d'introduire une variabilité suffisante pour entraîner efficacement le modèle d'IA.

Le tableau 8 montre les plages de variations utilisées afin de créer la base de données :

Tableau 8 : présentation des limites pour les plages de variations des paramètres des lois de comportement bilinéaires.

Zone	Limite élastique min (MPa)	Limite élastique max (MPa)	Pas	Module tangent min (MPa)	Module tangent max (MPa)	Pas
Métal de base	220	320	0.1	1000	2000	1
ZAT	180	280	0.1	1000	2000	1
Cordon	160	260	0.1	1000	2000	1

Le pas choisi pour la variation des paramètres permet de garantir une précision largement suffisante sur la prédiction des lois de comportement par la suite. De plus, ce choix méthodologique permet de garantir que la base de données couvre une diversité de

comportements suffisante pour représenter la réalité, sans pour autant multiplier inutilement le nombre de simulations.

4.3.2 Automatisation des calculs

La génération d'une base de données de 1000 simulations nécessite une automatisation du processus, depuis la définition des lois de comportement jusqu'à l'extraction des résultats. Pour cela, l'approche adoptée repose sur une combinaison d'ANSYS APDL (Ansys Parametric Design Language) et de scripts Python, qui permet de piloter efficacement les calculs tout en assurant une grande flexibilité dans la variation des paramètres matériaux.

La totalité des données de commande d'une simulation est stockée dans un fichier nommé « ds.dat » trouvable dans les fichiers de simulation. Ce fichier « .dat », décrit l'ensemble de la simulation éléments finis avant sa résolution : géométrie, maillage, conditions aux limites, chargement, et propriétés matériaux. Les lois de comportement bilinéaires des trois zones (métal de base, ZAT, cordon) y sont également définies dans une section spécifique du fichier. Le principe est alors de modifier automatiquement ces lignes afin de faire varier les limites élastiques et les modules tangents selon les plages de valeurs définies précédemment.

L'étape suivante consiste à automatiser l'exécution des 1000 simulations afin d'éviter un lancement manuel répétitif. Pour cela, un script Python a été développé afin de générer un fichier APDL chargé d'orchestrer l'ensemble des calculs. Ce fichier pilote l'exécution séquentielle des simulations en important successivement les fichiers de commande *.dat* et en réalisant les calculs associés. À l'issue de chaque simulation, les résultats sont exportés au format *.csv*, contenant pour chaque nœud son identifiant, sa position et les grandeurs d'intérêt : déplacements selon X et Y, ainsi que déformations E_{xx} , E_{yy} et E_{xy} . On obtient ainsi 1000 fichiers de résultats, chacun associé à un jeu de paramètres matériaux, regroupant les champs complets de déplacements et de déformations. Pour résumer, la création de la base de données repose sur 3 étapes principales :

- La récupération du fichier « ds.dat » qui pilote la simulation et l'identification dans ce fichier des lignes pilotant les 3 lois bilinéaires.
- La modification automatique de ces lignes et la génération de 1000 fichiers de commande avec pour chacun des lois bilinéaires différentes dont les paramètres couvrent l'ensemble des plages présentées précédemment.
- Le lancement automatique des 1000 simulations en utilisant Ansys APDL avec, pour chaque calcul l'extraction des champs cinématiques.

Ces 1000 fichiers résultats constituent donc la base de données qui nous servira par la suite à entraîner notre modèle d'intelligence artificielle. La duplication de ce travail pour la seconde épreuve permet l'obtention d'une base de données pour chaque essai de micro-traction réalisés.

4.4 Mise en place d'un modèle IA de type CNN

4.4.1 Choix d'un modèle d'intelligence artificielle

Depuis une dizaine d'années, les méthodes d'intelligence artificielle (IA) se sont progressivement imposées comme des outils performants dans le domaine de la mécanique des matériaux et des structures. Leur principal intérêt réside dans leur capacité à traiter des volumes massifs de données expérimentales ou numériques, à identifier des relations complexes entre variables, et à extraire automatiquement des informations pertinentes sans nécessiter de modèles analytiques explicites. Ces approches ouvrent ainsi de nouvelles perspectives pour l'identification des paramètres matériaux, la réduction de modèles numériques ou encore la prédiction du comportement mécanique sous des chargements variés (Lecun et al., 2015 ; Bessa et al., 2017).

On distingue classiquement deux grandes familles de méthodes. D'une part, le Machine Learning (ML), qui regroupe des algorithmes capables d'apprendre à partir d'un ensemble de données structurées et prétraitées comme : la régression, les méthodes à noyau ou encore les forêts aléatoires. D'autre part, le Deep Learning (DL), qui s'appuie sur des réseaux de neurones profonds capables de construire automatiquement des représentations hiérarchiques à partir de données brutes, notamment des images ou des champs complets. Des précisions sur le fonctionnement des réseaux de neurones et le machine learning sont détaillées dans l'annexe 3.

Dans le contexte des essais mécaniques instrumentés par des techniques de mesure de champs telles que la corrélation d'images numériques (DIC), l'IA offre une opportunité unique : exploiter directement la richesse des données 2D ou 3D pour identifier les lois de comportement locales des matériaux. Ce changement de paradigme permet de dépasser les approches traditionnelles basées uniquement sur des courbes globales contrainte-déformation, et d'accéder à une identification plus fine, spatialement résolue, des propriétés mécaniques.

4.4.2 Le deep Learning

Le Deep Learning (DL) constitue aujourd'hui l'une des branches les plus dynamiques de l'intelligence artificielle. Il s'appuie sur des réseaux de neurones profonds (*Deep Neural Networks*, DNN), c'est-à-dire des architectures comprenant un grand nombre de couches successives. Chaque couche extrait et transforme progressivement l'information issue des données brutes, produisant des représentations hiérarchiques de plus en plus abstraites. Cette organisation en couches est la clé qui permet au DL de traiter efficacement des données complexes, massives et non structurées.

Contrairement au Machine Learning classique, où il est nécessaire de définir manuellement les *features* (caractéristiques pertinentes, comme une longueur de fissure, une valeur de contraintes ou une moyenne de champ), le DL apprend lui-même ces caractéristiques au cours de l'entraînement. Autrement dit, le modèle ne se limite pas à appliquer une fonction prédéfinie aux données, mais construit automatiquement les filtres et combinaisons non linéaires qui maximisent sa capacité prédictive. Cette autonomie rend les réseaux profonds

adaptés à l'étude de champs cinématiques où l'information pertinente n'est pas triviale à extraire par des méthodes analytiques.

Le deep learning s'appuie sur les mêmes principes de base que les réseaux de neurones classiques, mais il les amplifie par la profondeur et par des algorithmes d'optimisation puissants. L'entraînement d'un réseau repose sur la minimisation d'une fonction de coût (ou *loss function*), qui mesure l'écart entre les prédictions du modèle et les données réelles.

Pour ajuster les poids du réseau, on utilise la méthode de la rétropropagation (backpropagation), introduite dans les années 1980 (Rumelhart et al., 1986). Cette technique applique la règle de la chaîne de dérivation pour calculer efficacement le gradient de la fonction de coût par rapport à chaque paramètre du réseau, en partant de la sortie (couche de sortie) et en remontant vers l'entrée (couches précédentes). L'idée clé est que chaque neurone reçoit non seulement une erreur locale, mais aussi une contribution pondérée des erreurs des couches suivantes, ce qui permet de mettre à jour l'ensemble des paramètres du réseau.

Une fois le gradient calculé, il faut déterminer comment mettre à jour les poids. La méthode la plus simple est la descente de gradient :

$$w^{(t+1)} = w^{(t)} - \eta \nabla L(w^{(t)})$$

Avec t et $t+1$ les indices temporels représentant l'itération de l'algorithme, $w^{(t)}$ les poids de réseau à l'itération t , $w^{(t+1)}$ les poids à l'itération suivante, η le taux d'apprentissage (learning rate) et ∇L le gradient de la fonction de coût.

Cependant, appliquer directement la formule de mise à jour des poids à l'ensemble du jeu de données est particulièrement coûteux en temps de calcul, surtout lorsque celui-ci contient plusieurs milliers d'échantillons. Pour pallier cette limite, on utilise la descente de gradient stochastique (SGD). Dans sa version la plus simple, le gradient est estimé à partir d'un seul échantillon choisi aléatoirement, ce qui permet de mettre à jour les poids beaucoup plus rapidement mais introduit un caractère bruité dans la trajectoire de descente. En pratique, on privilégie une approche intermédiaire, appelée mini-batch SGD, où le gradient est calculé sur un petit sous-ensemble d'exemples (typiquement 16, 32 ou 64). La mise à jour des poids s'écrit alors, avec m la taille du mini-batch :

$$w^{(t+1)} = w^{(t)} - \eta \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m \nabla L_i(w^{(t)})$$

Cette stratégie combine les avantages des deux extrêmes : un coût de calcul réduit par rapport à la descente de gradient « pleine », et une meilleure stabilité que le SGD strict. Par ailleurs, l'introduction d'aléas due au tirage aléatoire des mini-batches joue un rôle bénéfique : elle empêche l'algorithme de rester piégé dans des minima locaux ou des vallées étroites de la fonction de coût, et favorise ainsi une meilleure généralisation du modèle appris.

Au fil du temps, plusieurs améliorations de la SGD ont été proposées pour accélérer la convergence et améliorer la stabilité :

- SGD avec momentum : introduit une mémoire des gradients passés, ce qui permet de lisser les oscillations et de progresser plus rapidement dans les directions cohérentes ;

- RMSprop : adapte le taux d'apprentissage de chaque paramètre en normalisant par la moyenne des carrés des gradients passés, évitant ainsi des oscillations trop fortes ;
- Adam (Adaptive Moment Estimation) : combine les avantages du momentum et de RMSprop.

Concrètement l'optimiseur Adam, proposé par Kingma & Ba (2015), calcule pour chaque paramètre deux moyennes mobiles. La première m_t correspond à une moyenne pondérée des gradients, comme pour la SGD avec momentum. La seconde v_t correspond à une moyenne pondérée des carrés des gradients, comme pour RMSprop. Ces deux valeurs sont mises à jour à chaque itération selon :

$$m_t = \beta_1 m_{t-1} + (1 - \beta_1) g_t$$

$$v_t = \beta_2 v_{t-1} + (1 - \beta_2) g_t^2$$

Avec : $g_t = \nabla L(w^{(t)})$ le gradient à l'itération t , β_1 et β_2 des coefficients de pondération (typiquement 0.9 et 0.999).

m_t lisse les gradients récents, tandis que v_t contrôle l'amplitude des mises à jour en fonction de la variabilité locale du gradient. Afin de corriger le biais initial (lié au fait que m_t et v_t commencent à 0), on applique la correction suivante :

$$\hat{m}_t = \frac{m_t}{1 - \beta_1^t} \quad \text{et} \quad \hat{v}_t = \frac{v_t}{1 - \beta_2^t}$$

Enfin avec Adam la mise à jour du poids s'écrit :

$$w^{(t+1)} = w^{(t)} - \eta \frac{\hat{m}_t}{\sqrt{\hat{v}_t} + \epsilon}$$

Où η est le taux d'apprentissage et ϵ une petite constante pour éviter une division par zéro (typiquement 10^{-8}).

Adam ajuste donc dynamiquement le pas de mise à jour pour chaque paramètre :

- Si un paramètre est soumis à des gradients très variables, Adam réduit automatiquement son taux d'apprentissage (via v_t) ;
- Si un paramètre a des gradients stables et cohérents, il augmente son influence (via m_t).

C'est cette capacité d'adaptation qui confère à Adam sa rapidité de convergence et sa robustesse au bruit.

Dans le domaine de la mécanique des matériaux, le deep learning a ouvert de nouvelles perspectives. Il permet notamment :

- L'identification de paramètres matériaux à partir de champs cinématiques complexes, sans passer par une phase de réduction préalable (Bessa et al., 2017),
- La prédiction de comportements non linéaires difficiles à modéliser analytiquement, comme la plasticité ou les phénomènes de localisation,
- La réduction de modèles numériques via des réseaux profonds qui reproduisent rapidement le comportement d'un modèle éléments finis complet (*model order reduction*),

- Plus généralement l'analyse de grands ensembles de données expérimentales hétérogènes.

4.4.3 Réseaux de neurones convolutifs (CNN)

Les réseaux de neurones convolutifs (CNN) représentent une famille particulière de modèles de deep learning, initialement développés pour le traitement d'images (LeCun et al., 1998 ; Krizhevsky et al., 2012), mais désormais largement utilisés dans de nombreux domaines allant de la vision par ordinateur à la mécanique des matériaux. Leur spécificité réside dans l'introduction d'opérations de convolution et de pooling, qui permettent d'extraire automatiquement des caractéristiques locales (features) à partir des données brutes, tout en réduisant le nombre de paramètres à entraîner par rapport à un réseau de neurones entièrement connecté.

Un CNN est constitué de plusieurs types de couches successives :

- **Couches de convolution** : elles appliquent un filtre (ou noyau) de petite taille qui se déplace sur l'image ou le champ de données. Chaque filtre agit comme un détecteur de motifs locaux (bords, gradients, structures répétitives). Les poids du filtre sont appris pendant l'entraînement, ce qui permet au réseau d'extraire automatiquement les caractéristiques les plus pertinentes pour la tâche visée.
- **Couches d'activation** : après la convolution, une fonction d'activation non linéaire (souvent ReLU ou LeakyReLU) est appliquée pour introduire de la non-linéarité, essentielle pour modéliser des relations complexes entre variables.
- **Couches de pooling** : elles réduisent la dimension spatiale des cartes de caractéristiques (feature maps), par exemple via un *max-pooling* ou un *average-pooling*. Cette opération permet à la fois de diminuer la taille des données, d'accélérer l'entraînement et d'apporter une certaine invariance aux translations locales.
- **Couches entièrement connectées (fully connected)** : placées en sortie, elles interprètent les caractéristiques extraites pour fournir la prédiction finale (classification, régression, etc.).

L'un des avantages majeurs des CNN réside dans leur capacité à exploiter la structure spatiale des données. Contrairement aux réseaux classiques, qui traitent les entrées comme des vecteurs plats, les CNN conservent l'organisation locale des pixels (ou des nœuds, dans le cas de champs numériques issus de simulations mécaniques). Ils sont ainsi particulièrement adaptés à l'analyse de champs de déformations ou de déplacement, qui présentent des motifs spatiaux corrélés. Des travaux récents en mécanique expérimentale ont montré l'intérêt des CNN pour l'identification des propriétés matériaux à partir de mesures en champ. Par exemple, Motamedi et al. (2024) ont démontré que les CNN permettent de relier directement les champs cinématiques issus de la corrélation d'images numériques à des paramètres constitutifs de lois de comportement, en surpassant les approches plus classiques de machine learning en termes de précision et de robustesse. Cette performance s'explique par la capacité des CNN à extraire automatiquement des motifs caractéristiques des distributions de déformation, sans nécessiter de choix préalable de variables.

Ainsi, le CNN constitue un outil particulièrement adapté pour établir le lien entre les champs cinématiques mesurés et les paramètres constitutifs recherchés. Dans le cadre de ce travail, le modèle d'intelligence artificielle mise en place sera un algorithme de deep learning de type CNN avec comme optimiseur Adam.

4.4.4 Description du modèle CNN mis en place

L'objectif principal de cette étude est de déterminer les propriétés mécaniques locales, à savoir la limite élastique (Re) et le module tangent, dans les trois zones distinctes d'une soudure : le cordon de soudure, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Pour atteindre cet objectif, un réseau de neurones convolutif a été choisi plutôt qu'un modèle classique de machine learning. En effet, comme expliqué précédemment, les CNN sont particulièrement adaptés pour exploiter des champs de déformations complets et structurés. Cette capacité à apprendre des relations complexes entre les champs et les paramètres mécaniques rend le CNN idéal pour traiter les 1000 simulations numériques déjà constituées, couvrant l'ensemble des combinaisons de lois bilinéaires dans les trois zones de la soudure.

4.4.5 Préparation des données avant l'entraînement

Avant l'entraînement du réseau de neurones convolutif, il est essentiel de préparer les données issues des simulations numériques afin qu'elles puissent être exploitées efficacement par le modèle. Chaque simulation fournit des champs de déplacements et de déformations associés aux paramètres des lois bilinéaires des trois zones de la soudure. Ces données constituent l'entrée du réseau, tandis que les valeurs de limite élastique et de module tangent correspondantes servent de sorties cibles.

La préparation des données comprend plusieurs étapes :

1. Sélection des zones : les indices des nœuds correspondants à chaque zone (cordon, ZAT, métal de base) sont extraits des fichiers CSV générés lors des simulations. On obtient ainsi la liste des nœuds présents dans chacune des trois zones.
2. Extraction des champs : pour chaque simulation, les champs de déformations (E_{xx} , E_{yy} , E_{xy}) sont récupérés pour chacun des nœuds des zones considérées.
3. Organisation des données : les champs sont structurés en tenseurs adaptés à l'entrée du CNN, avec une dimension pour les composantes de déformation, une dimension pour les nœuds, et une dimension unique pour correspondre au format attendu par les couches convolutives.
4. Normalisation : les champs de déformations et les paramètres cibles sont normalisés afin de faciliter l'apprentissage et la convergence du réseau. Cette étape garantit que toutes les valeurs d'entrée sont comparables et que le réseau ne privilégie pas certaines zones ou composants en raison de l'échelle des données. Au final, toutes les valeurs données au modèle CNN (champs cinématiques, Re et module tangent) sont normalisées entre 0 et 1.

5. Division en ensembles d'entraînement et de test : les 1000 simulations sont réparties de manière équilibrée pour constituer un ensemble d'entraînement et un ensemble de tests, permettant à la fois l'apprentissage et l'évaluation de la performance du modèle sur des données non vues.

Cette organisation rigoureuse des données constitue la base indispensable pour un entraînement efficace du CNN, en assurant que le modèle puisse apprendre à relier les champs de déformations aux paramètres mécaniques locaux dans chacune des zones de la soudure.

4.4.6 Architecture du modèle CNN

Le modèle d'intelligence artificielle est implémenté en Python à l'aide de TensorFlow, une bibliothèque open source largement utilisée pour le deep learning. TensorFlow permet de définir, d'entraîner et d'évaluer des réseaux de neurones de manière flexible et efficace, en optimisant automatiquement les calculs sur GPU.

Structure détaillée du réseau :

1. **Couches convolutives** : quatre couches appliquent des filtres 1×5 aux champs de déformations pour détecter des motifs locaux et les corrélations spatiales. La fonction d'activation ReLU est utilisée pour introduire la non-linéarité, ce qui permet au réseau de modéliser des relations complexes.
2. **Couches de pooling** : chaque couche convolutive est suivie d'un average pooling, qui réduit la dimensionnalité des cartes de caractéristiques tout en conservant les informations essentielles. Cette opération diminue le nombre de paramètres à entraîner et réduit le risque de surapprentissage.
3. **Couche de flattening** : les cartes de caractéristiques sont transformées en vecteur unique, prêt à être traité par les couches fully connected.
4. **Couches fully connected** (denses) : quatre couches denses successives combinent les caractéristiques extraites pour produire les deux paramètres mécaniques en sortie : limite élastique (Re) et module tangent. La fonction d'activation ReLU est également utilisée dans ces couches.

La figure 87 présente un schéma de l'architecture mis en place pour ce modèle CNN

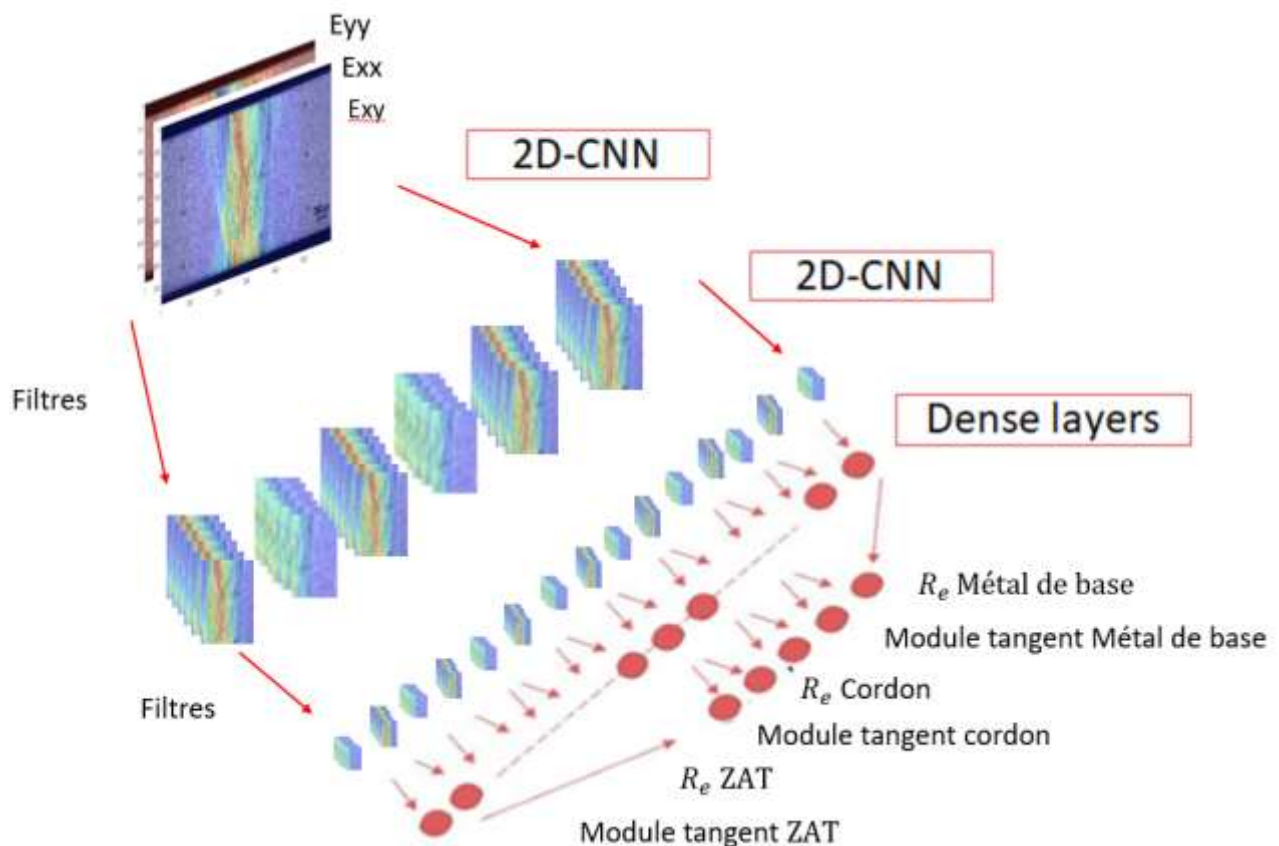


Figure 87: Schéma de fonctionnement du modèle CNN mis en place.

Les principaux paramètres du modèle ont été choisis en fonction de la nature des données et des objectifs d'apprentissage :

- **Nombre de filtres** : 64 pour les deux premières couches, 32 pour les deux suivantes, définit combien de motifs différents le réseau peut extraire simultanément à chaque couche. Plus de filtres permettent de capturer davantage de caractéristiques, mais augmentent le coût computationnel.
- **Taille des filtres** (1×5) : détermine la largeur de la fenêtre locale sur laquelle chaque filtre analyse les données. Elle influence la résolution spatiale des motifs détectés.
- **Fonction de coût (MSE)** : mesure l'écart quadratique moyen entre les valeurs prédites et réelles. Elle guide l'apprentissage en indiquant au réseau comment ajuster ses poids pour améliorer la précision.
- **Optimiseur** : Adam, méthode de mise à jour des poids qui combine descente de gradient et momentum, telle que présentée précédemment.
- **Nombre d'epochs** : entre 1 000 et 2 000 selon les zones, correspond au nombre de passages complets sur l'ensemble des données d'entraînement. Un nombre suffisant d'epochs est nécessaire pour atteindre la convergence, mais trop d'epochs peut provoquer un surapprentissage.

- **Pooling et flattening** : ces étapes ne sont pas des paramètres à proprement parler, mais elles influencent la réduction de la dimensionnalité et la conservation des informations essentielles pour la prédiction finale.

Cette architecture et ces choix de paramètres constituent un compromis efficace entre complexité du réseau, capacité d'extraction des motifs pertinents et temps de calcul, assurant ainsi une bonne performance prédictive sur les champs de déformations simulés.

4.4.7 Entraînement du modèle et validation

Une fois le modèle CNN défini, la phase suivante consiste à l'entraîner sur la base de données numériques afin qu'il apprenne à relier les champs de déformations aux paramètres mécaniques locaux (limite élastique et module tangent). La base de données est utilisée à cette fin. Pour optimiser l'apprentissage et évaluer la performance du réseau, l'ensemble de données est divisé en deux sous-ensembles :

- Ensemble d'entraînement : 50 % des simulations (500 fichiers) sont utilisées pour ajuster les poids du réseau via rétropropagation et descente de gradient (optimiseur Adam).
- Ensemble de validation/test : les 500 simulations restantes servent à tester la capacité du modèle à prédire correctement les paramètres mécaniques sur des champs non utilisés pendant l'entraînement.

Comme décrit précédemment, les données d'entrée sont préalablement normalisées. Chaque champ est représenté sous la forme d'un tenseur multidimensionnel adapté à la structure du CNN (canaux correspondants aux composantes de déformation, longueur du vecteur correspondant au nombre de nœuds dans la zone considérée).

Pour chaque éprouvette, les trois zones distinctes de la soudure (cordon, ZAT, métal de base) font l'objet d'un entraînement spécifique reprenant l'architecture présentée à la figure 87.

Processus d'entraînement :

1. Extraction et organisation des champs de déformations pour chaque zone de la soudure.
2. Présentation des tenseurs normalisés au CNN en mini-batches pour stabiliser l'apprentissage et de réduire le temps de calcul par itération.
3. Minimisation de la fonction de coût MSE entre les prédictions du réseau et les valeurs réelles des paramètres des lois bilinéaires.
4. Suivi de la convergence via l'évolution de la fonction coût (Figure 88).

La variation abrupte de l'évolution de la fonction coût aux alentours de 400 epoch s'explique par un changement du taux d'apprentissage. Jusque-là le réseau oscillait légèrement et il converge soudainement vers une valeur très stable, passant d'un minium local à un minimum global.

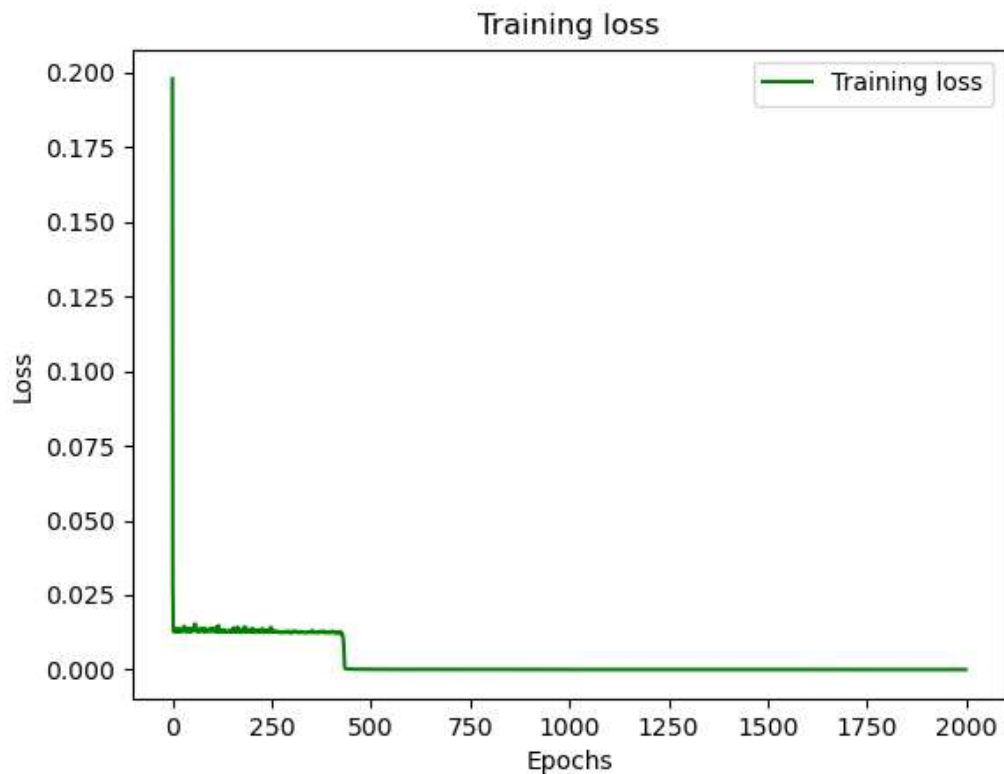


Figure 88 : Exemple de la convergence de la fonction coût pour l'entraînement d'une des zones.

Une fois l'entraînement terminé, chaque modèle est enregistré sous la forme d'un fichier Keras (.keras), permettant sa réutilisation ultérieure pour prédire les paramètres mécaniques à partir de nouveaux champs de déformations, sans nécessiter un nouvel entraînement.

Après l'entraînement, le modèle est évalué sur l'ensemble de tests. À ce stade, seuls les champs de déformations sont fournis, et le CNN doit prédire les limites élastiques et modules tangents correspondants pour chaque zone. Les résultats prédits sont ensuite comparés aux valeurs exactes utilisées pour générer les simulations afin d'évaluer la précision et la robustesse du modèle. Cette étape permet également de détecter d'éventuels biais ou surapprentissage.

Les résultats montrent une convergence rapide de la fonction de coût et une capacité du réseau à prédire correctement les paramètres mécaniques pour les champs non vus pendant l'apprentissage. La figure 89 montre, à titre d'exemple, la prédiction de 20 valeurs de R_e sur des champs non vus pendant l'entraînement. On note une bonne corrélation entre les marqueurs verts qui représentent les valeurs de R_e utilisées afin d'obtenir ces champs de déformations et les marqueurs rouges qui représentent la valeur prédite par le modèle CNN. Le modèle peut ainsi être considéré comme suffisamment entraîné pour être appliqué sur des champs expérimentaux réels, tout en offrant la flexibilité d'un entraînement spécifique pour chaque zone de la soudure.

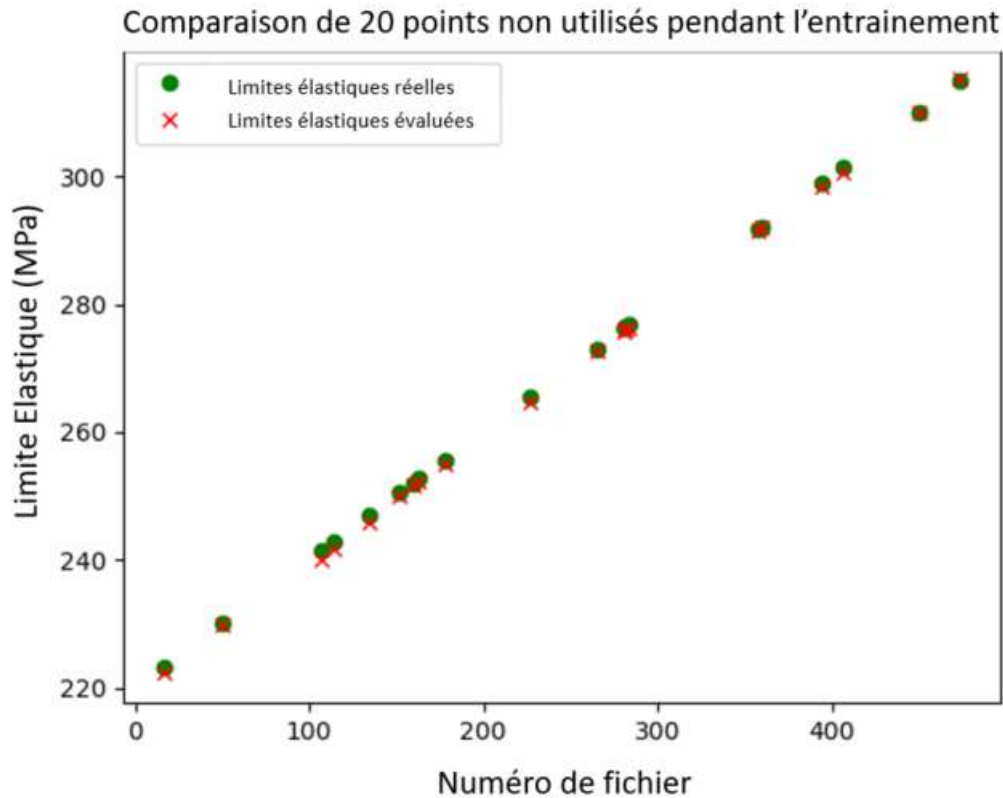


Figure 89 : Test de la qualité de l'entraînement sur 20 points aléatoires, exemple de la prédiction d'une limite élastique.

En résumé, cette étape garantit que les CNN ont appris à extraire correctement et automatiquement les motifs essentiels dans les champs de déformations simulés, et qu'ils sont capables de prédire de manière fiable les propriétés mécaniques locales avant son application aux données expérimentales.

4.5 Prédiction des lois de comportement locales

4.5.1 Traitement des champs expérimentaux pour compatibilité avec le CNN

Avant de pouvoir utiliser les modèles CNN entraînés sur la base de données numérique, il est nécessaire de transformer les champs expérimentaux afin qu'ils soient compatibles avec le format attendu par le réseau. Le but cette fois est de formater les données expérimentales afin qu'elles correspondent aux champs numériques sur lesquels le modèle a été entraîné. En effet, le CNN a été entraîné sur des données issues de simulations numériques sur un maillage éléments finis, où chaque nœud possède une valeur de déformation pour chaque composante. Dans ce modèle numérique, le maillage a une taille de 0,15 mm et on a un total de 8700 nœuds environ. De plus, dans le modèle numérique afin d'être le plus proche possible des conditions expérimentales complètes, la totalité de la zone utile des éprouvettes a été modélisée, soit une

zone de 30mm par 6mm alors que la ROI de la zone de corrélation d'images est plus petite comme expliqué précédemment.

À l'inverse, les champs expérimentaux issus de la corrélation d'images contiennent une valeur par pixel, avec une résolution bien plus fine (4,35 μm par pixel). Cela se traduit par un nombre de points expérimentaux beaucoup plus élevé que dans le modèle numérique. Au total, nous avons environs 3 800 000 pixels dans la zone observée.

Pour rendre ces données exploitables par le CNN, un filtrage précis est nécessaire afin de ne conserver que les valeurs expérimentales correspondant aux positions des nœuds du maillage éléments finis. Le but est de sélectionner parmi les 3 800 000 points expérimentaux ceux qui correspondent à des nœuds du maillage élément fini. Dans la pratique, cette opération est réalisée en plusieurs étapes.

Tout d'abord, les positions des nœuds du maillage numérique sont extraites à partir d'un fichier de résultats de simulation (.csv), qui contient les coordonnées X et Y de chaque nœud. Les coordonnées des pixels expérimentaux issus de la DIC sont quant à elles organisées dans un array python à deux dimensions représentant la position du pixel la ROI.

La correspondance entre les nœuds numériques et les pixels expérimentaux est ensuite effectuée à l'aide d'un KDTree, une structure de données permettant de rechercher rapidement les voisins les plus proches dans un espace multidimensionnel, cette fonction est incluse dans la bibliothèque Pandas dans python. Chaque nœud du maillage est ainsi associé au pixel expérimental dont la position est la plus proche.

Une fois les pixels associés à chaque nœud, les valeurs de déformation (stockées dans d'autres arrays python de mêmes dimensions à la suite de la corrélation d'image) sont extraites pour chaque pixel sélectionné. Ces valeurs sont ensuite réorganisées dans le même format que celui utilisé pour l'entraînement du CNN, en conservant l'ordre et la structure des entrées (trois canaux de déformation pour chaque nœud, correspondants aux composantes X, Y et XY). Ce format garantit que le modèle peut traiter les données expérimentales exactement de la même manière que les champs simulés, sans perte de cohérence.

Enfin, les données extraites sont enregistrées dans un fichier CSV, prêt à être utilisé comme entrée pour les modèles CNN. Cette étape assure la compatibilité totale entre le format des champs expérimentaux et celui attendu par le réseau, permettant ainsi d'obtenir des prédictions fiables des propriétés mécaniques locales.

4.5.2 Prédiction des lois de comportement

Une fois les modèles CNN entraînés et sauvegardés, ceux-ci peuvent être utilisés pour prédire les propriétés mécaniques locales à partir de champs de déformations expérimentaux. Rappelons que pour chaque zone de la soudure un modèle distinct a été entraîné pour chaque éprouvette, et sauvegardé au format keras. Ainsi, six modèles sont disponibles au total (3 zones $\times$ 2 éprouvettes), chacun ayant la même structure mais des bornes et des champs d'entrée adaptés à la zone et à l'éprouvette considérée.

La prédiction des lois de comportement pour une éprouvette donnée s'effectue selon les étapes suivantes :

1. Chargement des modèles CNN entraînés: Pour chaque zone de la soudure, le fichier keras correspondant est chargé. Chaque modèle contient la structure du réseau ainsi que les poids optimisés lors de l'entraînement sur les champs numériques simulés.
2. Prétraitement et normalisation des champs expérimentaux : Les données expérimentales sont filtrées et associées aux nœuds du maillage numérique, comme décrit précédemment. Les valeurs de déformation extraites sont ensuite normalisées selon les mêmes critères utilisés pendant l'entraînement, afin de garantir la compatibilité avec le format attendu par le réseau.
3. Passage des données dans le CNN : Les données normalisées sont passées zone par zone dans les modèles CNN correspondants. Chaque réseau effectue alors la prédiction des propriétés mécaniques normalisées pour sa zone spécifique : limite élastique (R_e) et module tangent.
4. Dénormalisation des prédictions : Les valeurs normalisées prédites par les réseaux sont converties en unités physiques à l'aide des facteurs correspondant aux plages de variations définies dans la base de données numérique. En effet à cause de la normalisation le modèle prédit une grandeur entre 0 et 1. Cette étape permet d'obtenir des valeurs directement comparables aux propriétés réelles du matériau.
5. Automatisation et sauvegarde des résultats : Pour chaque éprouvette, les prédictions des trois zones sont automatiquement exportées dans un fichier .csv, listant la limite élastique et le module tangent pour la ZF, la ZAT et la tôle. Ce processus permet de centraliser et d'organiser les résultats pour chaque essai, facilitant l'analyse et la comparaison avec les données expérimentales.

L'utilisation de cette méthodologie permet d'obtenir des prédictions cohérentes avec l'observation expérimentale. Une limite élastique plus faible est généralement prédite dans la zone fondue, ce qui correspond aux localisations de déformation mesurées lors des essais DIC. Les résultats des prédictions pour les deux éprouvettes sont résumés dans le tableau 3 ci-dessous :

Tableau 3 : Paramètres des lois bilinéaires, pour les trois zones de chaque éprouvette, issus des modèles CNN

		Métal de base	ZAT	Cordon
Eprouvette 1	Re (MPa)	229	216	206
	Module tangent (MPa)	1295	1166	1361
Eprouvette 2	Re (MPa)	289	260	248
	Module tangent (MPa)	1433	1676	1916

L'identification inverse réalisée à partir des champs de déformations met en évidence des différences marquées entre les zones et entre les deux éprouvettes.

Pour l'**épreuve E1**, la limite élastique (R_e) décroît entre le métal de base (229 MPa) et le cordon (206 MPa), confirmant que le cordon est mécaniquement la zone la plus faible. Le module tangent suit la même tendance inverse (1295 MPa dans le métal de base contre 1361 MPa dans le cordon), traduisant une plasticité diffuse et une capacité différente à durcir après la mise en charge. Cette réponse est cohérente avec les champs expérimentaux, qui montraient une répartition relativement homogène mais globalement plus ductile des déformations par rapport à l'éprouvette E2.

Pour l'**épreuve E2**, la situation est différente : la limite d'élasticité reste plus élevée dans la ZAT (260 MPa), le cordon (248 MPa) et dans le métal de base (289 MPa) que pour E1, les modules tangents sont également très élevés (1433, 1676 et 1916 MPa). Ce comportement traduit une plasticité beaucoup plus tardive, avec une capacité de durcissement plus marquée, en cohérence avec les champs expérimentaux qui révélaient une localisation stricte des déformations dans des bandes étroites.

D'un point de vue global, on remarque que l'on a la même tendance entre les deux éprouvettes avec une diminution de la limite élastique du métal de base vers le cordon et à l'inverse une augmentation du module tangent. Conformément aux données expérimentales l'éprouvette E1 présente des limites élastiques plus basses que E2 ce qui explique l'amplitude de déformations plus importante observée expérimentalement.

La **comparaison entre éprouvettes** confirme donc une variabilité significative du comportement local malgré une même technologie de soudage : l'une se distingue par une plasticité plus diffuse et ductile (E1), l'autre par une réponse plus localisée et durcissante (E2). Cette variabilité peut être attribuée aux différences microstructurales inhérentes au procédé TIG manuel et met en lumière la sensibilité du comportement mécanique à de faibles variations dans la métallurgie ou la microstructure.

Enfin, replacés **au regard de la littérature** sur l'alliage 6061-T6 soudé, les résultats sont cohérents : la limite d'élasticité du métal de base est supérieure à celle du cordon de soudure, bien que les valeurs exactes puissent fluctuer d'une éprouvette à l'autre. La limite élastique déterminée pour le métal de base de l'éprouvette E2 (289 MPa) correspond bien aux valeurs attendues pour un aluminium 6061-T6, tandis que celle obtenue pour E1 (229 MPa) apparaît sensiblement trop faible. De plus, l'écart de propriétés entre les deux éprouvettes est notable ; bien qu'il soit cohérent avec les observations expérimentales, l'amplitude de cette variation demeure surprenante, notamment pour le métal de base. En effet celui-ci n'étant pas affecté par la soudure on attendait des résultats plus proches entre les deux éprouvettes. Cependant, l'analyse des données d'entraînement du modèle associé à l'éprouvette E1 n'a révélé aucune anomalie, la fonction coût convergeant correctement et les prédictions sur les champs numériques non utilisés durant l'apprentissage étant satisfaisantes.

En revanche, l'introduction d'une **ZAT distincte** dans la modélisation ne semble pas indispensable : les valeurs obtenues sont très proches de celles du cordon de soudure, suggérant que cette zone pourrait être intégrée sans perte significative de représentativité.

4.5.3 Comparaison avec les champs expérimentaux.

Une fois les lois de comportement obtenues pour les 6 zones des 2 éprouvettes, on les implémente dans les deux modèles numériques afin de comparer les résultats avec les champs de déformations expérimentaux.

Les figures 90 et 91 ci-dessous présentent les champs de déformations E_{xx} et E_{yy} pour les deux éprouvettes, calculés à partir des lois de comportement prédites par notre modèle CNN. Ces résultats sont à comparer avec ceux des figures 77 et 78 présentant les champs expérimentaux.

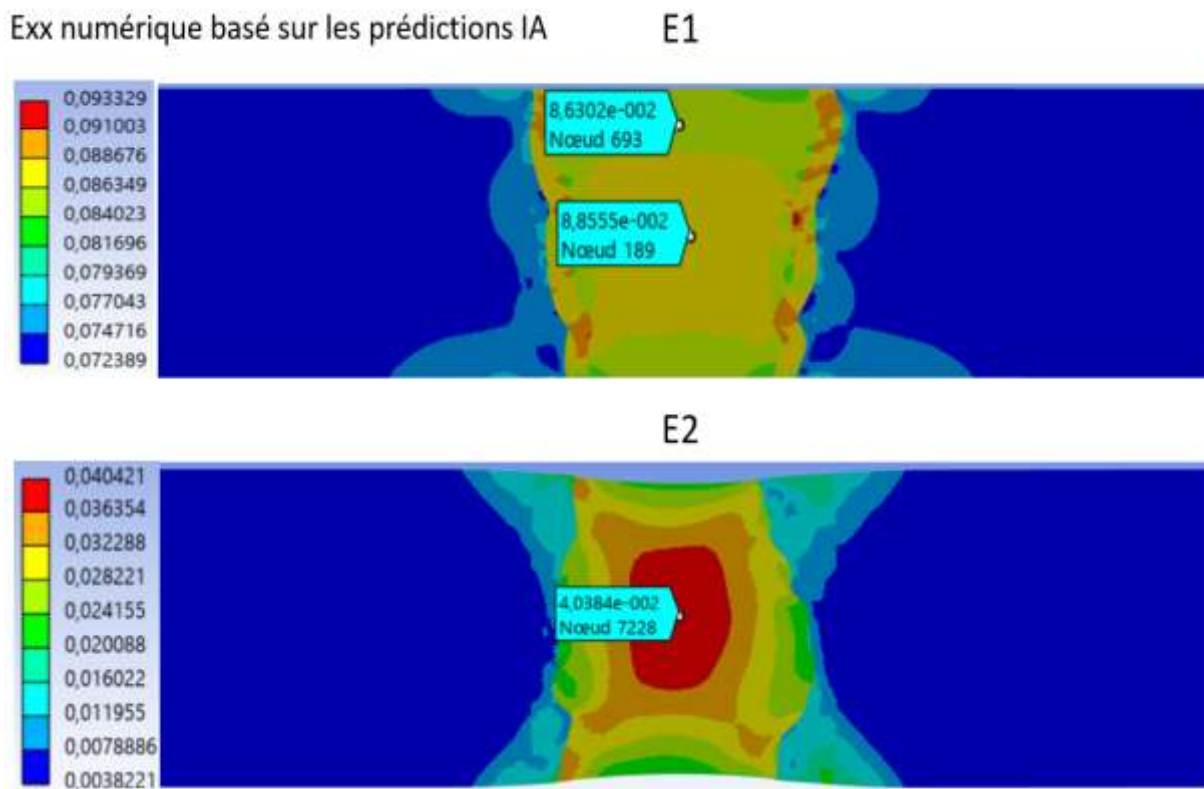
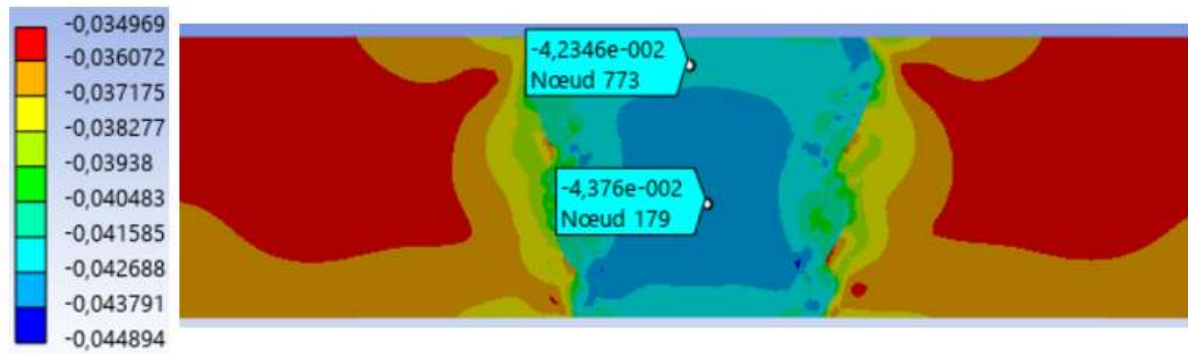


Figure 90 : Champs de déformations numériques E_{xx} pour les deux éprouvettes basés sur les prédictions du modèle CNN.

Eyy numérique basé sur les prédictions IA E1



E2

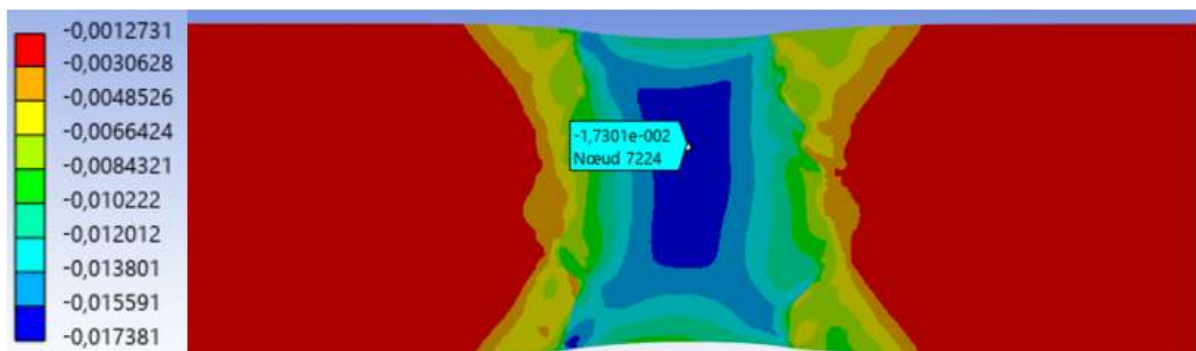


Figure 91 : Champs de déformations numériques Eyy pour les deux éprouvettes basés sur les prédictions du modèle CNN.

Les champs numériques sont plus lisses et homogènes que les champs expérimentaux cette fois encore. En effet, on retrouve le même genre de différences que celles évoquées précédemment, à savoir que le modèle mis en place permet une bonne corrélation avec les mécanismes globaux sans retranscrire les localisations de déformations intra-zone et particulièrement au niveau du cordon de soudure.

On constate que l'amplitude des déformations est cohérente avec les résultats expérimentaux pour l'éprouvette E2 : 4% de déformation suivant X dans le cordon par exemple. Cela montre que le modèle CNN parvient à prédire les lois de comportement afin de représenter le comportement global de la structure.

Pour la première éprouvette (E1), les lois de comportement prédites par le modèle CNN conduisent à des amplitudes de déformation cohérentes avec celles mesurées expérimentalement également, avec des déformations suivant X atteignant 8.9 % dans le cordon de soudure. Si l'ordre de grandeur reste cohérent, la corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux apparaît moins satisfaisante que pour la seconde éprouvette en termes de localisation de déformations et d'amplitude dans le métal de base. Cette différence peut s'expliquer par la nature du chargement réellement subi par E1. En effet, l'analyse des champs de déplacements hors plan (Figure 76, chapitre 3) a montré que cette éprouvette ne travaillait pas en traction pure, contrairement à E2. Le modèle numérique utilisé, basé sur une hypothèse bidimensionnelle et un chargement en traction pure, est donc plus représentatif du comportement de la seconde éprouvette. Dans le cas de la première, un modèle tridimensionnel

intégrant les déplacements hors plan et les déformations suivant Z serait probablement plus approprié pour reproduire fidèlement le comportement observé expérimentalement.

Au regard de ces éléments, une confiance plus importante peut être accordée aux propriétés mécaniques prédites pour l'éprouvette E2. En effet, le modèle CNN estime pour l'éprouvette E1 une diminution marquée de la limite élastique dans le cordon de soudure. Une telle réduction aurait dû se traduire par une baisse significative de la dureté, clairement identifiable sur les essais de microdureté présentés au chapitre 1, ce qui n'a pas été observé. Les mesures expérimentales indiquent au contraire une diminution modérée de la dureté dans le cordon, plus cohérente avec les résultats obtenus pour l'éprouvette E2, où le modèle prédit une réduction de la limite élastique d'environ 10 %. Ainsi, compte tenu du caractère moins adapté du modèle numérique 2D en contraintes planes à la configuration réelle de l'éprouvette E1, de l'écart observé entre les résultats numériques et expérimentaux, et des valeurs de dureté mesurées, il apparaît que les prédictions issues de l'éprouvette E2 sont plus fiables. Néanmoins, les résultats relatifs à l'éprouvette E1 ne doivent pas être écartés pour autant : les observations expérimentales laissent bien présager des propriétés mécaniques plus faibles pour cette éprouvette, mais l'ampleur de la différence prédite par le modèle est surprenante. On peut donc considérer que les résultats d'E1 restent qualitativement cohérents, mais quantitativement moins fiables que ceux obtenus pour E2.

Enfin, sans corriger les défauts précédemment évoqué dans ce chapitre (4.2.4), puisque le type de modèle ne change pas, l'utilisation d'une IA de type CNN permet une estimation des propriétés mécanique au niveau des différentes zones de l'assemblage. et donc de quantifier de manière satisfaisantes les gradients de propriétés qui avaient été mis en évidence par le traitement des champs expérimentaux.

L'utilisation de ce couplage entre corrélation d'image, modèle éléments fini et modèle CNN permet donc une identification correcte, bien que perfectible, des lois de comportement locales à l'échelle mésoscopique de chaque zone. La méthodologie mise en place apporte satisfaction mais une adaptation du modèle à chaque éprouvette pourrait permettre une meilleure corrélation des résultats avec les champs expérimentaux.

4.6 Conclusion sur le couplage expérimental - numérique

Ce chapitre, combiné au précédent, a permis de développer et de confronter une démarche complète, combinant essais de micro-traction, stéréo-DIC et modélisation numérique, afin d'analyser le comportement local des assemblages soudés.

Sur le plan **expérimental**, la mise en œuvre de la stéréo corrélation d'images numériques s'est révélée particulièrement efficace pour cartographier les champs de déformations à l'échelle locale. Les résultats ont montré une plastification précoce et marquée du cordon de soudure, confirmant que cette zone constitue l'élément critique de l'assemblage. La comparaison entre éprouvettes a mis en évidence des différences notables : l'une présentant une plasticité plus diffuse et homogène, l'autre une localisation beaucoup plus marquée. Ces contrastes ne peuvent pas s'expliquer par les contraintes résiduelles ou par l'évolution globale de la taille de grain, relativement similaires d'un échantillon à l'autre, mais sont probablement

liés à la présence d'hétérogénéités microstructurales visibles dans la zone fondue (marques de solidification, ségrégations locales).

Sur le plan **numérique**, une simulation numérique des essais de micro-traction a été construite, en considérant un modèle élasto-plastique homogène par zone (métal de base, cordon, ZAT). Cette hypothèse simplificatrice permet de différencier les rôles mécaniques des grandes régions, même si elle ne prend pas en compte les hétérogénéités locales. L'identification inverse menée sur les champs de déformations a confirmé que le cordon plastifie plus rapidement et présente une limite d'élasticité réduite par rapport au métal de base. L'utilisation d'une base de données numérique pour l'entraînement du modèle CNN permet au final une prédiction des lois de comportement à l'échelle de zones mais demande une bonne représentativité du modèle numérique pour chaque essai. Enfin, les résultats montrent que l'introduction d'une zone ZAT distincte n'est pas déterminante dans notre cas, ses propriétés étant très proches de celles du cordon. Cette observation suggère que la ZAT pourrait être intégrée au cordon de soudure dans les futurs modèles sans perte de représentativité.

Enfin, sur le plan **méthodologique**, l'exploitation conjointe des bases de données générées par le modèle éléments finis et des champs expérimentaux ouvre la voie à des approches de type intelligence artificielle. L'utilisation d'un réseau de neurones convolutifs (CNN) a permis de démontrer qu'il était possible de prédire les paramètres mécaniques locaux à partir des champs calculés, établissant ainsi un lien direct entre données expérimentales complexes et propriétés constitutives. Cette démarche illustre l'apport potentiel de l'IA dans l'identification des lois de comportement et constitue une étape vers la mise en place d'un véritable jumeau numérique de la soudure.

En définitive, ce travail a montré que la combinaison des mesures optiques, de la modélisation numérique et de l'intelligence artificielle permet non seulement de caractériser les zones critiques d'un assemblage soudé, mais aussi de mieux comprendre la variabilité entre échantillons. Ces résultats constituent une base solide d'un point de vue mésoscopique et permettent d'enrichir les modèles internes chez le partenaire industriel.

Chapitre 5 : Influence du chargement en fatigue multiaxiale

5.1 Introduction

Ce chapitre s'attache à explorer plus spécifiquement le troisième verrou scientifique identifié au chapitre 1, à savoir l'influence des chargements multiaxiaux sur la durée de vie en fatigue des assemblages soudés en aluminium. Comme montré précédemment, les sollicitations exercées au niveau du boîtier de pédalier d'un cadre de vélo présentent un caractère multiaxial, marqué notamment par des différences notables entre les phases de pédalage droit et gauche au cours d'un même cycle.

Pour caractériser ce comportement, le critère retenu est le taux de biaxialité, déjà introduit au chapitre 1. L'objectif de cette campagne expérimentale est ainsi de réaliser deux séries d'essais en fatigue sous traction-torsion combinée, en faisant varier le taux de biaxialité afin de reproduire au mieux les conditions de chargement rencontrées en service. Le critère du taux de biaxialité a été retenu afin de reproduire des chargements proches des sollicitations réelles en fonction des moyens d'essais disponibles. Les cadres de vélo sont sollicités avec un chargement multiaxial non contrôlé impliquant une combinaison de traction, torsion et flexion. La reproduction du taux de biaxialité avec un chargement maîtrisé semblait donc la meilleure manière d'approcher le chargement réel.

Le présent chapitre décrit la méthodologie adoptée pour mettre en œuvre ces essais, depuis la définition des cas de chargement et le dimensionnement du montage expérimental jusqu'à la réalisation des campagnes sur des tubes soudés représentatifs fournis par Décathlon. Les résultats sont ensuite présentés et analysés selon deux approches complémentaires : une analyse qualitative des sites d'amorçage et des modes de fissuration, puis une analyse quantitative des courbes de durée de vie. Enfin, les limites rencontrées au cours de cette étude sont discutées et replacées dans une perspective d'amélioration des futurs travaux expérimentaux.

5.2 Fatigue des matériaux métalliques

Cette partie propose un bref état de l'art sur la fatigue des matériaux métalliques et des alliages d'aluminium en particulier. Le but est de rappeler les éléments principaux liés à l'endommagement par fatigue de ces matériaux afin d'expliquer les choix faits pour les essais réalisés dans cette thèse.

5.2.1 Fatigue : Généralité

La fatigue des matériaux métalliques correspond à l'endommagement progressif d'un matériau soumis à des sollicitations cycliques ou répétées, même en deçà de sa limite d'élasticité. Ce processus se traduit par l'initiation et la propagation de fissures microscopiques qui, au fil des cycles, finissent par provoquer la rupture finale du composant (Suresh, 2004). Dans le cas des cadres de vélos, les fissures en fatigue apparaissent dans la quasi-totalité des

cas dans les zones soudées et plus particulièrement en pied de cordon, comme l'illustre la figure 92.



Figure 92 : Exemples de fissuration en pied de cordon, (a) au niveau du boîtier de pédalier et (b) sur une éprouvette soudée.

Contrairement à la rupture classique par traction ou compression, où le matériau cède lorsque la contrainte appliquée dépasse sa résistance nominale, la fatigue peut conduire à une défaillance à des niveaux de contraintes beaucoup plus faibles. Ces sollicitations peuvent être complexes, et la réponse du matériau dépend de nombreux facteurs, tels que la microstructure, les défauts internes, les états de surface et la nature des cycles appliqués (amplitude, fréquence, forme du signal) (Dowling, 2012).

La fatigue est ainsi caractérisée par une cinétique lente et cumulative : elle commence par l'amorçage de fissures sur des sites favorables, se poursuit par leur propagation progressive, et se termine par une rupture rapide lorsque la section restante ne peut plus supporter la charge (Schijve, 2009). Ce phénomène fait de la fatigue un enjeu majeur pour la sécurité et la fiabilité des structures métalliques, notamment dans les domaines du transport et de l'énergie (Suresh, 2004 ; Stephens et al., 2000).

L'étude de la fatigue des matériaux remonte au XIX^e siècle, lorsque August Wöhler, un ingénieur allemand, a mené ses célèbres expériences sur les essieux de chemin de fer. Il a observé que des contraintes répétées pouvaient provoquer des ruptures après un grand nombre de cycles. Ces travaux ont permis de définir le concept de durée de vie en fatigue et de produire les premières courbes contraintes–nombre de cycles (courbes S–N) pour l'acier (Wöhler, 1870 ; Bannantine et al., 1990).

Au XX^e siècle, l'étude de la fatigue s'est considérablement élargie avec le développement de nouvelles méthodes expérimentales et théoriques. Les chercheurs ont mis en évidence le rôle de la microstructure, des défauts internes, des états de surface, ainsi que de la géométrie et des concentrations de contraintes sur la durée de vie des composants (Sines, 1959 ; Manson, 1965). Ces travaux ont défini les bases de la mécanique moderne de la fatigue, en

particulier pour les alliages d'aluminium utilisés en aéronautique et dans le transport, où la résistance à la fatigue est un paramètre critique pour la sécurité.

Dans les études plus récentes, les travaux se sont orientés vers la fatigue multiaxiale, la fatigue à haute fréquence et la modélisation numérique de la propagation des fissures, permettant de mieux prédire la durée de vie des structures et de concevoir des matériaux plus résistants à la fatigue (Murakami, 2002 ; Lemaitre & Chaboche, 1990).

5.2.2 Mécanismes d'endommagements

La fatigue des métaux commence par un endommagement microscopique progressif, bien avant toute rupture macroscopique. Ce processus se déroule de manière séquentielle, débutant par l'amorçage de microfissures sur des zones de concentration de contraintes. Ces zones sont généralement présentes en surface, sauf dans le cas où des défauts internes tels que les inclusions, les porosités, les précipités, ou les joints de grains présentent une concentration de contraintes supérieure. Dans le cas des structures soudées, le défaut le plus courant est la présence de porosités dans la soudure, tel que présenté dans le chapitre 1. Ces porosités sont des défauts de tailles bien supérieures à des imperfections de microstructure telles que les inclusions ou les précipités ; elles sont donc la cause d'amorçage et de propagation rapide des fissures. À l'échelle microscopique, des mouvements locaux de glissement se produisent le long des plans cristallins dans les zones les plus fortement sollicitées, généralement à cause de la concentration de contraintes locales due à la présence de défauts. Ces mécanismes de glissement génèrent des déformations plastiques locales et leur accumulation mène ensuite à l'amorçage de microfissures (Salvati, 2024; Murakami, 2002).

Une fois amorcées, les fissures se propagent progressivement sous l'effet des cycles de sollicitation, mais la vitesse de propagation n'est pas uniforme et dépend de plusieurs facteurs clés. Elle est fortement influencée par l'intensité des contraintes à l'extrémité de la fissure, ainsi que par la microstructure du matériau environnant. En effet, la taille des grains et leurs orientations jouent un rôle déterminant : des grains plus fins augmentent le nombre de joints de grains que la fissure doit traverser, ce qui tend à ralentir sa propagation en multipliant les obstacles microstructuraux, alors que des grains plus grossiers facilitent un chemin plus direct et accélèrent la croissance de la fissure (Mohammed, 2024). De même, la présence de précipités, inclusions ou zones hétérogènes peut créer des sites de déviation ou de concentration de contraintes qui modifient localement le comportement de propagation.

Le type de chargement appliqué influence également la vitesse de propagation ainsi que le comportement en fatigue. Une sollicitation en traction alternée est généralement plus critique que celle en compression, car la traction favorise l'ouverture de la fissure et l'activation des plans de glissement locaux (Duraipandi et al., 2024a). Les sollicitations en cisaillement ou combinées peuvent modifier la trajectoire de fissure et la vitesse de propagation, introduisant parfois des effets retardateurs ou accélérateurs selon l'orientation de la fissure par rapport aux contraintes appliquées.

Enfin, lorsque la fissure atteint une taille critique, la section restante du matériau ne peut plus supporter la charge appliquée, entraînant une rupture rapide et brutale. Dans le cas des alliages d'aluminium, la présence de petites inclusions ou de phases intermétalliques au fer,

présentes sous forme d'aiguilles plus dures que la matrice d'aluminium, peut réduire la résistance à la fatigue, soulignant l'importance de la microstructure pour la durabilité des composants (Murakami, 2002).

Les variations locales de microstructure jouent donc un rôle déterminant dans la résistance en fatigue des matériaux métalliques, en particulier dans le cas des assemblages soudés. En effet, la soudure engendre des gradients marqués de microstructure au niveau de la transition entre le métal de base et le cordon comme l'ont montrées les micrographies réalisées aux chapitres précédents. Ces hétérogénéités induisent une distribution non uniforme des contraintes et favorisent l'amorçage préférentiel des fissures dans les zones les plus fragilisées. Des études récentes ont montré que la présence de gradients microstructuraux peut modifier significativement la durée de vie en fatigue, en influençant la localisation des déformations plastiques et la vitesse de propagation des fissures (Zhao et al., 2025). Ces observations sont pertinentes pour les alliages d'aluminium soudés, où la microstructure évolue fortement au voisinage du joint, conduisant à une hétérogénéité mécanique susceptible d'affecter la tenue en fatigue globale de la structure.

5.2.3 Courbes de Wöhler et modèle de Basquin

La compréhension de la fatigue uniaxiale repose sur les essais expérimentaux qui permettent de relier la contrainte maximale appliquée à un matériau et le nombre de cycles nécessaires pour provoquer sa rupture. Ces résultats sont classiquement représentés par la courbe contraintes–nombre de cycles (S–N), également appelée courbe de Wöhler (Wöhler, 1870). Cette courbe met en évidence la relation entre la contrainte appliquée à une éprouvette et le nombre de cycles nécessaires pour provoquer sa rupture (Wöhler, 1870; Chandran, 2016; Murakami, 2002). Pour de nombreux métaux, et en particulier pour les aciers, la courbe présente une asymptote horizontale qui correspond à la limite de fatigue, un niveau de contraintes en dessous duquel aucune rupture n'est observée, même après un très grand nombre de cycles. Cette caractéristique est essentielle pour la conception des structures soumises à des charges répétitives. Contrairement aux aciers qui présentent une limite de fatigue, les alliages d'aluminium tels que le 6061-T6 n'ont pas d'asymptote nette dans leur courbe S–N. La résistance en fatigue continue de décroître, même à très grand nombre de cycles, et l'on définit plutôt une limite d'endurance à un nombre donné de cycles, traditionnellement établie à 10^7 cycles.

La courbe de Wöhler permet de visualiser les différents régimes de fatigue et d'identifier les zones critiques pour la conception des composants. Classiquement, la courbe se divise en trois zones principales.

La première zone correspond à la fatigue oligo-cyclique, où le matériau est soumis à des contraintes élevées, supérieures à la limite élastique, et à un nombre relativement faible de cycles (typiquement $<10^3$ – 10^4). Dans ce régime, la déformation plastique est généralisée et la rupture survient rapidement. La deuxième zone, appelée zone d'endurance limitée, concerne des contraintes intermédiaires et un nombre de cycles plus élevé (10^4 – 10^6). Dans cette région, les déformations sont majoritairement élastiques, et la durée de vie dépend fortement de l'amplitude de la contrainte appliquée et des conditions microstructurales. Enfin, la troisième

zone, dite zone d'endurance illimitée, correspond à des contraintes très faibles et un très grand nombre de cycles ($>10^6-10^7$). Dans certains matériaux métalliques, cette zone indique une résistance quasi-infinie à la fatigue, car la rupture n'est plus observée même pour un nombre de cycles très élevé. La figure 93 ci-dessous permet de visualiser les différentes zones de la courbe de Wöhler.

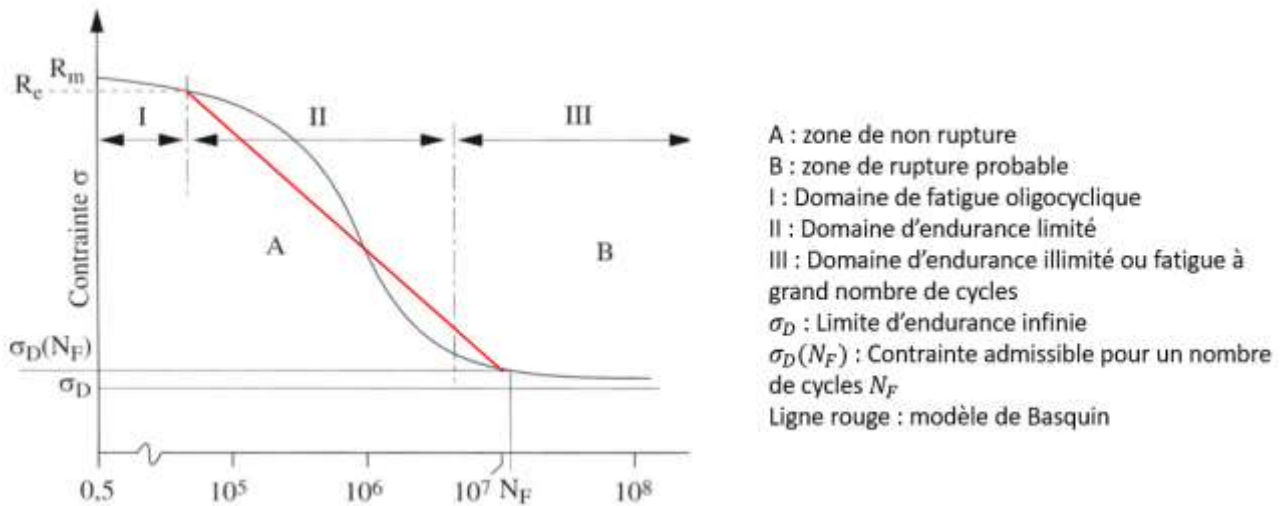


Figure 93 : Courbe de Wöhler avec visualisation des différents domaines de fatigue et de la droite de Basquin.

Pour modéliser quantitativement la partie centrale de la courbe de Wöhler (Zone II) plusieurs modèles analytiques ont été développés au fil du temps. Le plus couramment utilisé est le modèle de Basquin qui assimile la partie centrale de la courbe à une droite dans un repère log-log. La contrainte alternée σ_a est relié au nombre de cycles à rupture N_f selon :

$$\log(\sigma_a) = a - b \log(N_f)$$

Où a est le coefficient de fatigue, b l'exposant de fatigue, et N_f le nombre de cycles à rupture. Les coefficients a et b décrivent les paramètres de la droite du modèle de Basquin et sont propres à chaque matériau et à chaque essai de fatigue. Ce modèle permet de prévoir la durée de vie d'un composant soumis à des sollicitations cycliques et constitue une base fondamentale pour les calculs de dimensionnement et de sécurité (Basquin, 1910). Le modèle de Basquin s'applique particulièrement bien dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, où les déformations sont principalement élastiques et la durée de vie dépend principalement de l'amplitude de la contrainte appliquée, ce qui est le cas dans la quasi-totalité des applications industrielles, comme les cadres de vélos.

La combinaison des données expérimentales issues des courbes S-N et des modèles analytiques, comme la loi de Basquin, fournit ainsi un outil intéressant pour quantifier le comportement en fatigue des matériaux, identifier les niveaux de contraintes critiques et anticiper la durée de vie des composants dans des applications industrielles variées.

5.2.4 Paramètres influents sur la durée de vie

La durée de vie en fatigue d'un matériau ne dépend pas uniquement de l'amplitude des contraintes appliquées ou du nombre de cycles, mais résulte de l'interaction de plusieurs paramètres, qui peuvent accélérer ou ralentir l'amorce et la propagation des fissures. Comme expliqué précédemment, la microstructure et le type de chargement jouent un rôle important, mais d'autres paramètres entrent également en jeu.

L'état de surface est également déterminant. Les aspérités, rayures ou défauts générés par l'usinage constituent des points de concentration de contraintes, favorisant la nucléation des fissures. À l'inverse, un polissage soigné ou l'application de traitements de surface tels que le grenaillage ou la nitruration peut créer des contraintes résiduelles de compression qui retardent l'amorçage et la propagation des fissures (Zupanc & Grum, 2011).

La géométrie et la taille de l'éprouvette ou du composant ont aussi un impact important, en raison de l'effet de volume et des concentrations locales de contraintes. En effet, les éprouvettes de taille réduite sont généralement plus résistantes en fatigue, du fait de leur volume réduit ; les chances de trouver un défaut microstructural important sont plus faibles, ce qui améliore la durée de vie (Tomaszewski et al., 2020).

Enfin, des facteurs environnementaux et chimiques peuvent intervenir, notamment la température, l'humidité ou la corrosion. Dans certains cas, des phénomènes de fatigue-corrosion peuvent réduire drastiquement la durée de vie du matériau. De même, des contraintes résiduelles internes, qu'elles soient de traction ou de compression, modifient localement la contrainte effective et influencent l'amorce et la propagation des fissures (Hertzberg, 2012). Dans le cas général, les contraintes de compression, comme celles mesurées dans notre cas au chapitre 2, ont pour effet de ralentir l'amorce et la propagation des fissures, ce qui augmente la durée de vie.

Ainsi, la durée de vie en fatigue résulte d'une combinaison complexe de paramètres mécaniques, microstructuraux et environnementaux. C'est pourquoi des adaptations existent afin de passer des résultats obtenus sur des éprouvettes normalisées en laboratoire vers des structures complètes. La durée de vie en fatigue dépend, au final, autant du matériau testé que des conditions dans lesquelles les essais sont menés. Dans le cas des essais et des éprouvettes présentées dans la suite de ce chapitre, l'utilisation de ces critères n'est pas nécessaire au vu de la cohérence entre les conditions de laboratoire et les conditions de tests des cadres de vélo.

5.2.5 Fatigue multi axiale

Contrairement à la fatigue uniaxiale, où le matériau est soumis à une sollicitation répétée selon une seule direction, la fatigue multiaxiale concerne les composants soumis simultanément à des contraintes dans plusieurs directions. Dans les applications industrielles réelles, les pièces sont rarement soumises à un chargement uniaxial ; elles subissent des combinaisons de tractions, cisaillements, flexions et torsions, souvent avec des amplitudes variables et des phases décalées. Ces sollicitations combinées rendent l'analyse de la durée de vie beaucoup plus

complexe, car les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures peuvent interagir et s'influencer mutuellement.

La fatigue multiaxiale pose plusieurs difficultés principales. Tout d'abord, le choix du critère de rupture n'est pas évident : la simple amplitude de contraintes ou la contrainte équivalente de von Mises utilisée en fatigue uni-axiale ne suffit plus à prédire correctement la durée de vie. Dans ce contexte, la propagation des fissures peut se faire selon un plan de cisaillement maximal, un plan de contraintes normale maximale, ou selon une combinaison de ces modes, selon le matériau et le type de chargement (Qi et al., 2021).

Pour prédire la durée de vie en fatigue multiaxiale, plusieurs critères et modèles ont été proposés, reposant sur différentes approches des contraintes et de l'énergie mécanique. Parmi les plus utilisés, le critère de Sines (Sines, 1959) se base sur la combinaison de la contrainte moyenne et de l'amplitude de la contrainte équivalente, en considérant que la fissuration commence lorsque la contrainte équivalente dépasse une valeur critique dépendant du matériau. Le critère de Crossland (Crossland, 1956), quant à lui, introduit un effet combiné des contraintes normales maximales et des contraintes de cisaillement, en intégrant à la fois l'effet des charges principales et des plans de glissement susceptibles de favoriser l'amorçage des fissures.

Un autre critère majeur et couramment utilisé est celui proposé par Dang Van (Dang Van, 1973). Il s'appuie sur l'analyse des contraintes à l'échelle microscopique pour prédire l'amorçage des fissures en fatigue. Il combine l'effet du cisaillement maximal local et de la pression hydrostatique sur chaque élément du matériau au cours du cycle de chargement. Ce critère est particulièrement adapté aux sollicitations multiaxiales, y compris non proportionnelles, et permet d'identifier les zones critiques, comme les concentrations de contraintes ou les défauts internes, comme ceux rencontrés dans les structures soudées.

Dans la continuité des travaux de Dang Van, Papadopoulos (1987) a proposé une approche mésoscopique pour la fatigue multiaxiale polycyclique. Cette méthode s'intéresse à l'échelle des grains métalliques et intègre l'accumulation de glissements plastiques locaux pour prédire l'amorçage des fissures. Elle relie la microplasticité locale à la réponse macroscopique du matériau, permettant ainsi de traiter des sollicitations complexes et de mieux prédire la durée de vie sous chargement multiaxial, notamment lorsque la fatigue se produit sur un grand nombre de cycles. Cette approche complète les critères locaux classiques, en prenant explicitement en compte la microstructure et les effets de gradients de contraintes.

Outre les critères classiques présentés ci-dessus, des approches plus récentes proposent des méthodes unifiées capables de traiter simultanément la fatigue à faible et à grand nombre de cycles. Par exemple, Constantinescu, Dang Van et Maitournam (2003) ont développé une analyse basée sur le concept de shakedown (« mise en état stable sous chargement cyclique »), qui décrit le comportement d'un matériau ou d'une structure soumise à des sollicitations répétées jusqu'à ce que les déformations plastiques se stabilisent. Cette approche relie les déformations plastiques locales à la réponse macroscopique des structures sous sollicitations multiaxiales. Elle considère la dissipation d'énergie comme indicateur de l'amorçage et de la propagation des fissures. Contrairement aux critères traditionnels basés sur les contraintes, cette méthode permet d'intégrer l'effet combiné des sollicitations et la transition entre régimes de faible et de grand nombre de cycles, ce qui la rend particulièrement adaptée aux composants soumis à des sollicitations multiaxiales non proportionnelles.

Des critères plus spécifiques ont également été développés, comme par exemple celui proposé par Dang Van et al. (DangVan et al., 2001) pour la fatigue des assemblages soudés en acier. Ce critère repose sur une approche locale multiaxiale, prenant en compte à l'échelle microscopique les contraintes de cisaillement et la pression hydrostatique dans le matériau. Il permet d'évaluer précisément l'amorçage des fissures dans les zones critiques des soudures, là où les concentrations de contraintes sont les plus élevées. Pour ce faire, cette méthode utilise une méthodologie numérique basée sur des éléments finis de type coque, ce qui rend possible la prédiction de la résistance à la fatigue de différentes géométries soudées sous diverses sollicitations. Cette méthode s'est révélée particulièrement efficace pour identifier les zones vulnérables dans les structures automobiles soudées en acier et constitue une extension pratique du critère de Dang Van.

Tous ces critères permettent de convertir les sollicitations multiaxiales en une valeur équivalente de contraintes ou d'énergie, utilisable pour estimer la durée de vie, mais leur application nécessite généralement des essais expérimentaux spécifiques pour calibrer les paramètres et tenir compte des effets du matériau, de la microstructure et de l'état de surface.

En pratique, le choix d'un critère dépend du type de chargement (tractions combinées, torsion, flexion) et de la nature du matériau. Les alliages d'aluminium et les aciers, fréquemment utilisés dans l'aéronautique et l'automobile, montrent souvent une sensibilité particulière aux plans de cisaillement, et les critères combinant contraintes normales et de cisaillement, comme ceux proposés par Crossland et Dan-Van, donnent généralement de bons résultats pour prédire l'amorçage des fissures sur ce type de structures.

Dans le cas des cadres de vélo, les simulations réalisées en interne chez Decathlon ont permis de mettre en évidence le caractère multiaxial des sollicitations et notamment dans la zone du boîtier de pédalier avec, en plus, des variations du type de chargement au cours d'un même cycle (cf. chapitre 1).

5.3 Essais de pédalage

Les essais effectués dans ce chapitre visent à reproduire le chargement subi par les cadres de vélos au cours des essais de fatigue au pédalage tel que décrit dans la norme ISO 4210 de 2023 relative à la sécurité des bicyclettes. Cet essai constitue une validation réglementaire de la fiabilité des cadres avant mise sur le marché. Cependant, au cours du processus de développement d'un cadre de vélo, des essais plus sévères sont également réalisés sur les prototypes. Le montage est le même, mais le nombre de cycles attendu et les efforts appliqués sont augmentés afin de garantir la fiabilité des cadres même en cas d'éventuelles dérives légères de la production par la suite.

Dans le protocole tel que décrit dans la norme ISO, le cadre complet est fixé sur une structure rigide par l'intermédiaire des pattes arrières et du tube de direction. Des bras de manivelle, placés dans des positions définies (généralement à 45° vers l'avant et vers le bas), servent de points d'application pour les efforts de pédalage. Deux vérins positionnés de part et d'autre du cadre appliquent alternativement une charge verticale sur chaque manivelle afin de reproduire les sollicitations générées par le pédalage droit et gauche au cours d'un cycle. Les

autres éléments du banc d'essais sont en acier et largement surdimensionnés afin de pouvoir être considérés infiniment rigides par rapport au cadre de vélo. La fausse fourche positionnée à l'avant au niveau du tube de direction et le support fixé à l'arrière au niveau des dropouts sont réglés afin de correspondre aux dimensions de la fourche et des roues qui seront réellement utilisées en service. De plus, une fausse chaîne sous la forme d'une tige filetée est ajoutée afin de prendre en compte la rigidité supplémentaire de la chaîne dans le cas d'une utilisation réelle. La figure 94 ci-dessous présente les différentes parties du montage expérimental.

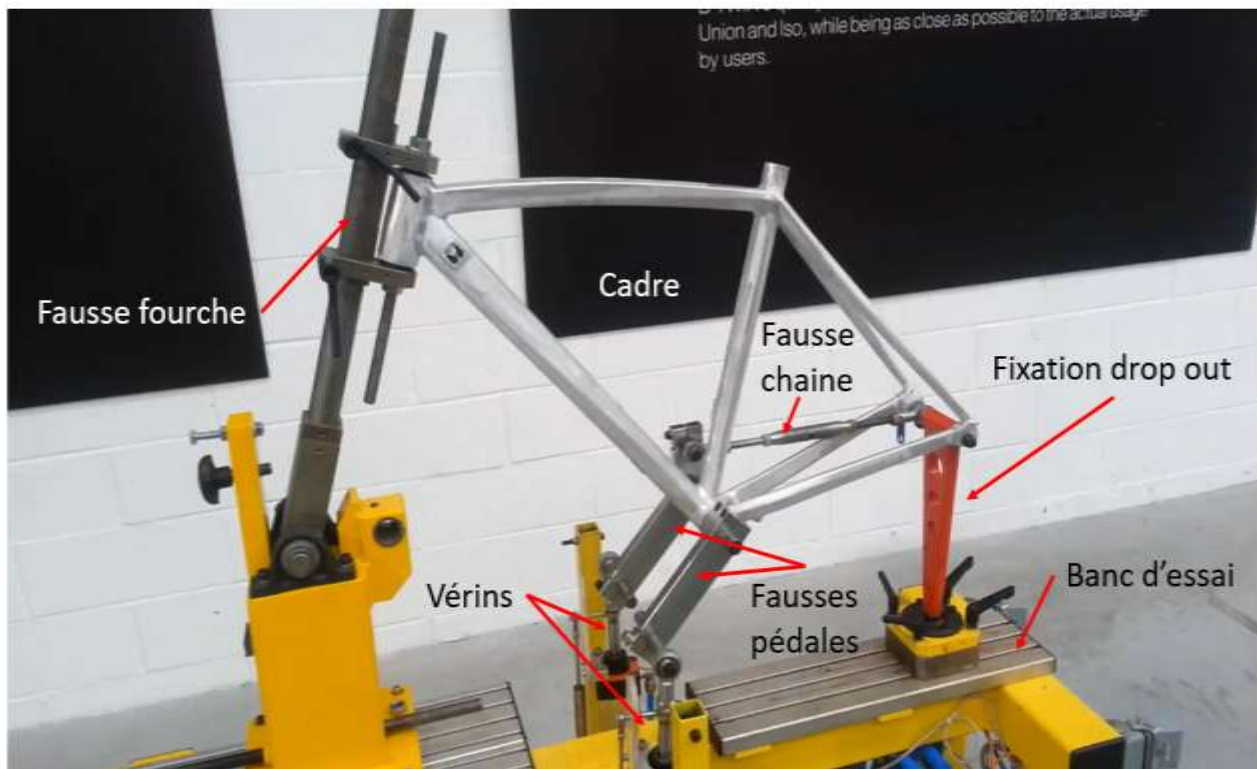


Figure 94 : Montage expérimental pour la fatigue des cadres de vélo par pédalage

L'essai se poursuit sur un nombre de cycles préalablement défini et variable selon le type de vélo, généralement 155 000 cycles dans le cas des essais réalisés pendant la phase de développement. Le critère de réussite repose sur l'absence de rupture ou de fissuration visible du cadre. La recherche de fissures s'effectue à l'aide du ressuage. Cette méthode consiste dans un premier temps à appliquer un révélateur pénétrant violet sur la zone testée. Après un temps de pénétration le cadre est rincé afin de retirer l'excédent et un révélateur sous forme de poudre blanche est appliqué. Le révélateur aspire par capillarité le pénétrant qui s'était logé dans les fissures, permettant de visualiser toute fissure ouverte ou défaut de surface. Cette méthode permet de détecter les amorces de fissures superficielles, difficilement visibles à l'œil nu, et constitue un contrôle non destructif standard pour évaluer l'intégrité du cadre après fatigue (figure 95).

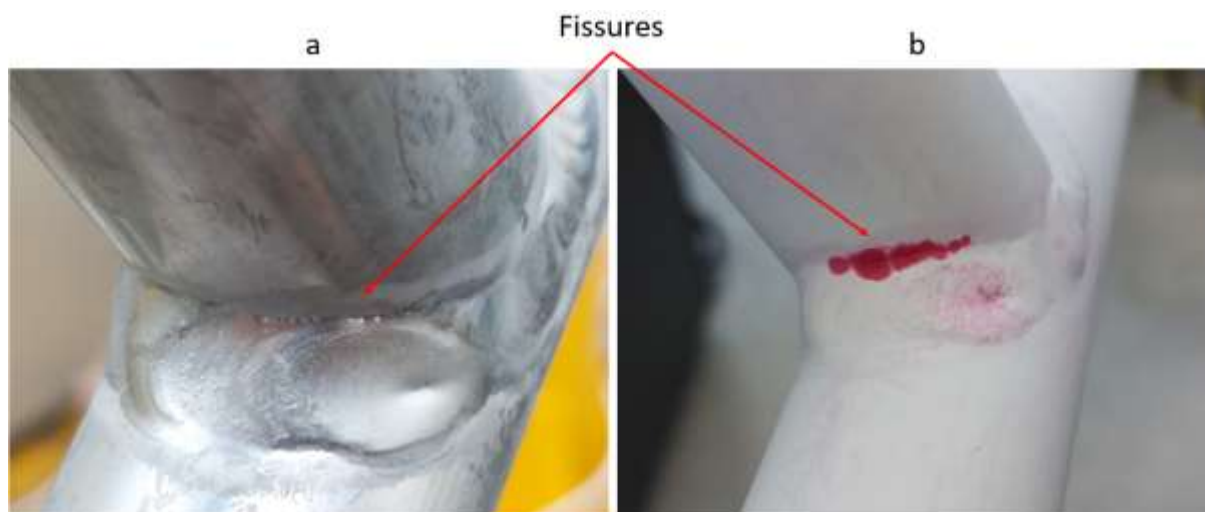


Figure 95 : Ressuage sur une éprouvette soudée. (a) avant ressuage, fissure difficilement visible. (b) après ressuage, fissure clairement mise en évidence en pied de cordon.

L'essai sur cadre complet présente une sollicitation multiaxiale dont la biaxialité n'est pas contrôlée, rendant difficile l'analyse et la reproductibilité des résultats (chapitre 1.3.2). Pour contourner cette limite, des éprouvettes simplifiées sous forme de tubes soudés bout à bout ont été utilisées. Elles reproduisent les principaux effets du chargement multiaxial normatif tout en offrant un meilleur contrôle des conditions expérimentales.

5.4 Eprouvettes utilisées pour les essais

Les éprouvettes utilisées dans cette étude ont été directement fabriquées au sein des usines d'assemblage des cadres de vélo chez les sous-traitants de Décathlon, de manière à reproduire les conditions réelles de production. L'objectif de cette démarche était de garantir une représentativité maximale entre les échantillons testés et les structures effectivement mises sur le marché.

Chaque échantillon est constitué de deux tronçons de tube de selle soudés bout à bout⁴ (Figure 96). Il s'agit des mêmes tubes sur lesquels des mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées par diffraction de rayons X (cf. chapitre 2)



Figure 96 : Eprouvettes utilisées pour les essais de fatigue constituée de deux tubes soudés bout à bout.

⁴ Les dimensions des éprouvettes ont été supprimées pour des raisons de confidentialité.

De même que pour tous les échantillons testés au cours de cette thèse, le matériau employé est l'alliage d'aluminium 6061, avec un métal d'apport en aluminium 4043. Conformément au procédé appliqué aux cadres de vélos, les éprouvettes ont ensuite subi un traitement thermique T6 dans les mêmes fours que ceux utilisés pour les cadres. Afin d'assurer une similitude optimale avec la production industrielle, les séries d'éprouvettes ont été traitées simultanément avec des lots de cadres complets.

Des mesures ont été réalisées sur 30 éprouvettes afin de connaître la géométrie moyenne des cordons de soudure. Ces mesures mettent en évidence l'augmentation de section au niveau des soudures, notamment via l'augmentation du diamètre par rapport à celui des tubes.

Durant l'opération de soudage, les deux tronçons de tube sont bridés et un manchon interne est inséré de manière à maintenir la colinéarité. Ce dispositif limite les risques de cintrage et de déformation dus aux contraintes thermiques. Il permet ainsi d'obtenir, après soudage, une bonne coaxialité entre les deux parties assemblées, condition essentielle pour la reproductibilité des essais et pour garantir la bonne maîtrise des cas de charge appliqués au niveau de la soudure.

Le choix de réaliser les essais sur des tubes soudés bout à bout se justifie par la volonté de reproduire de manière simplifiée mais représentative les conditions mécaniques auxquelles sont soumis les cadres de vélo en service. En effet, la zone soudée constitue un point critique du cadre, en particulier au voisinage du boîtier de pédalier, où se concentrent les sollicitations. La configuration de deux tubes soudés permet d'isoler la zone d'intérêt, c'est-à-dire le cordon de soudure et son environnement immédiat, tout en évitant la complexité géométrique d'un cadre complet. Cette simplification facilite la mise en place d'essais multiaxiaux sous chargement contrôlé.

Des essais sur ces structures représentatives avaient déjà été menés chez Decathlon en utilisant également des tubes de selle de mêmes dimensions. Ainsi, le choix d'utiliser une fois de plus ces tubes permet de garder une continuité dans les différentes études, même si les cas de charge diffèrent. Comme évoqué précédemment dans le chapitre 1, les études déjà réalisées avaient porté sur des tubes soudés à 90° et à 45°. Dans notre cas, le choix d'une éprouvette constituée de deux tubes soudés bout à bout est guidé par les spécificités de la machine d'essais utilisée. Si les conditions aux limites diffèrent nécessairement de celles d'un cadre monté, les gradients de contraintes et de déformations induits par le cordon de soudure restent comparables.

L'hypothèse utilisée pour ces essais est que la représentativité des éprouvettes et des chargements est suffisamment bonne pour que l'on puisse raisonnablement transposer les résultats obtenus aux structures réelles, tout en offrant un protocole expérimental plus maîtrisable et reproductible. Cela permet de s'affranchir des différents paramètres influents évoqués précédemment puisque l'on suppose que les éprouvettes testées auront la même réponse que les cadres de vélo complets. En effet, les efforts sont supposés représentatifs des essais de fatigue sur les cadres, de même que les dimensions des éprouvettes car elles sont directement fabriquées avec des tubes utilisés dans l'assemblage des cadres. L'utilisation de tubes de selle permet également de garantir la représentativité de l'état de surface et du niveau de contraintes résiduelles.

5.5 Montage expérimental

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique Instron 8800, conçue pour appliquer des sollicitations combinées de traction/compression (± 100 kN) et de torsion (± 1000 Nm), ce qui permet de couvrir un large spectre de sollicitations mécaniques. Les éprouvettes présentées ci-dessus ont également été choisies en partie en fonction des capacités de la machine, en effet, plusieurs épaisseurs de tube étaient disponibles pour la réalisation des éprouvettes, les dimensions choisies permettent que les niveaux d'efforts appliqués ne soient pas trop faibles et ne soient pas dans les bords de la plage de calibrations des capteurs de la machine, assurant ainsi un pilotage plus précis. La figure 97 montre la machine utilisée, le montage des éprouvettes et la forme particulière des mors.

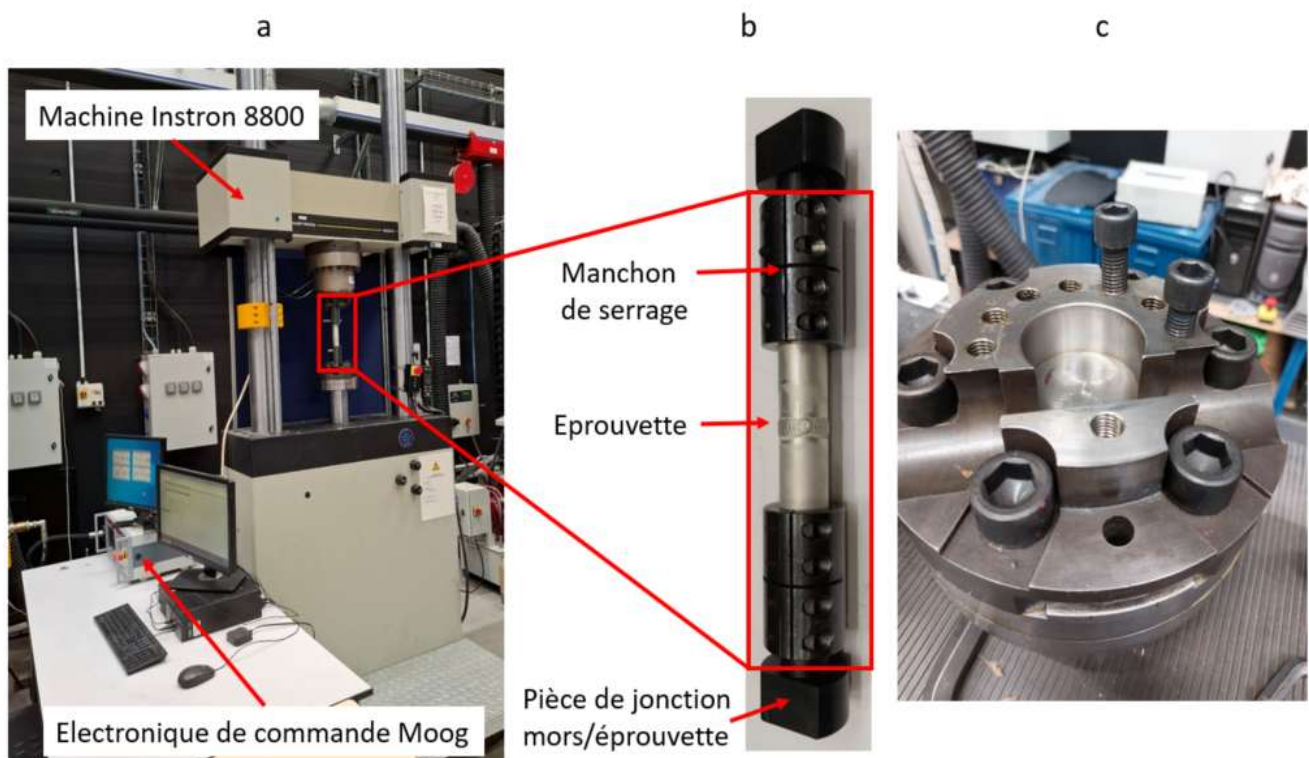


Figure 97 : Banc d'essais utilisé pour les essais de fatigue multiaxiale : (a) Vue d'ensemble de la machine et du poste de contrôle, (b) Montage de l'éprouvette, (c) mors inférieur.

La machine est équipée d'un système électronique de commande de marque Moog, offrant un contrôle précis des cycles et de la synchronisation des axes de sollicitation, ainsi que l'acquisition automatisée des données expérimentales. Seuls les points principaux du montage sont évoqués dans le paragraphe suivant, une description complète des différentes pièces et étapes du montage est disponible dans l'annexe 4.

Les mors de la machine sont conçus pour accueillir des éprouvettes en forme d'« altère », présentant un méplat permettant de bloquer la rotation lors des essais (figure 97). La « tête » des éprouvettes est insérée dans les mors de la machine, puis une cale pentée vient bloquer la rotation et une plaque est ensuite vissée par-dessus afin de bloquer la translation, assurant ainsi

une transmission d'efforts sur les deux axes. Ce type d'éprouvette ne correspond pas directement aux tubes soudés étudiés ici, nécessitant le développement d'un montage adapté.

Afin d'adapter les tubes soudés bout à bout aux mors de la machine d'essai, un montage spécifique a été conçu. Celui-ci est constitué de deux têtes usinées, de deux manchons de serrage et de l'éprouvette. Les têtes sont montées dans les mors de la machine, puis l'éprouvette et les manchons sont mis en place. La transmission des efforts de traction et de torsion se fait donc via le serrage des manchons.

La conception du mors inférieur inclut un système de réglage sur deux axes, inspiré du principe du joint d'Oldham, permettant d'ajuster la coaxialité entre les deux mors si nécessaire. Cette particularité permet de rattraper les défauts de coaxialité des éprouvettes et d'adapter légèrement le montage d'une éprouvette à l'autre afin d'éviter d'introduire des efforts parasites.

Tout au long de la procédure de montage, des sécurités limitées à 5 kN en traction/compression et 50 Nm en torsion sont appliquées. Ces protections garantissent que, en cas d'erreur de manipulation, la machine s'arrête automatiquement avant de pouvoir endommager l'éprouvette. Ce montage assure ainsi la transmission correcte des efforts de traction et de torsion tout en maintenant la précision géométrique et la sécurité de l'essai.

5.6 Biaxialité contrôlée : approche numérique préalable

Avant d'engager la campagne d'essais, un « jumeau numérique » du montage expérimental a été développé afin d'anticiper les difficultés potentielles et de définir au mieux les conditions de chargement à appliquer. Le modèle a pour objectif d'évaluer la réponse mécanique de l'éprouvette soudée et de la confronter aux résultats expérimentaux obtenus dans les conditions de montage.

La démarche adoptée repose sur une représentation la plus fidèle possible du montage, mais en conservant une certaine simplification géométrique afin de limiter la complexité numérique. En particulier, le cordon de soudure est modélisé avec une surépaisseur conforme aux dimensions réelles, mais sa géométrie est idéalisée sous la forme d'un arrondi régulier. Ce choix permet de prendre en compte l'augmentation locale de section et de concentrer l'analyse sur le pied de cordon, sans reproduire les irrégularités superficielles, « vagues », difficiles à définir géométriquement, variables d'une éprouvette à l'autre et coûteuses à mailler en éléments finis.

Ce modèle numérique constitue donc un outil complémentaire à l'expérimentation. Il a permis de tester virtuellement plusieurs configurations de montage et d'explorer l'impact de paramètres clés (coaxialité, serrage, position des manchons) avant la mise en place effective des essais. De plus, il a servi à définir les cas de chargement biaxiaux pertinents. Globalement, le recours à ce modèle numérique va permettre une meilleure préparation de la campagne expérimentale.

5.6.1 Présentation du modèle

Le jumeau numérique a été élaboré dans ANSYS et permet de représenter de la manière la plus réaliste possible la transmission des efforts au sein de l'éprouvette soudée. La géométrie modélisée inclut les têtes, les manchons et l'éprouvette, cette dernière étant constituée de deux tubes assemblés par un cordon de soudure. Dans la modélisation, les trois parties de l'éprouvette (tube amont, cordon et tube aval) ont été fusionnées en une seule pièce afin de former un unique corps continu. Comme expliqué précédemment, le cordon de soudure est représenté avec une surépaisseur conforme aux dimensions réelles mais idéalement arrondie, permettant de prendre en compte l'augmentation de section et les concentrations de contraintes au pied du cordon sans recourir à une géométrie trop complexe. La figure 98 ci-dessus présente la géométrie du modèle développé.

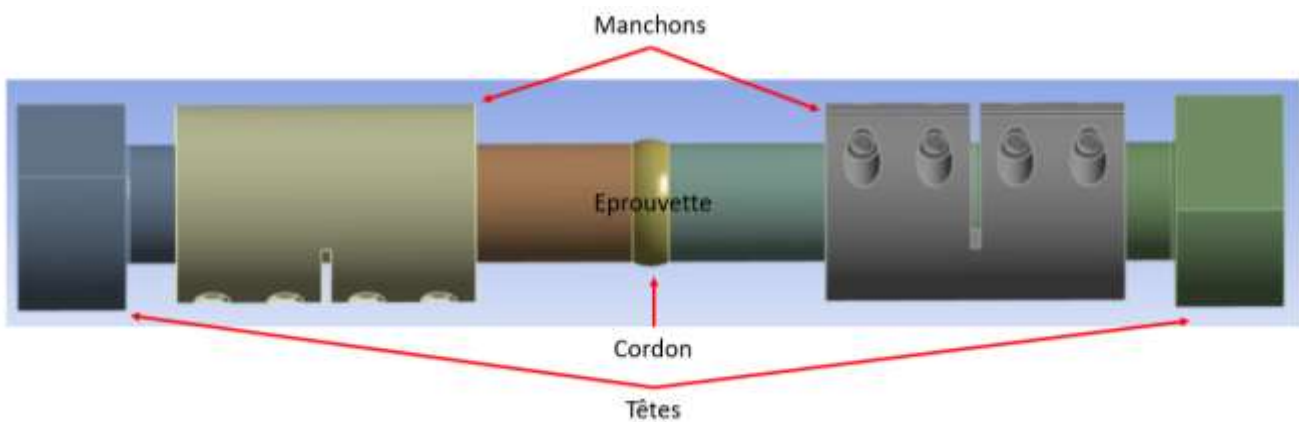


Figure 98 : Géométrie du modèle numérique associé aux essais bi-axiaux.

Pour ce modèle numérique les têtes et les manchons sont modélisés avec une loi de comportement purement élastique alors que l'éprouvette est modélisée avec une loi de comportement élastoplastique bilinéaire pour les tubes et une seconde pour le cordon de soudure. Les paramètres de ces lois de comportement sont ceux déterminés par le modèle CNN présenté au chapitre précédent. Le maillage a été réalisé avec des éléments quadratiques. La taille des éléments est de l'ordre de 4 mm pour les têtes, 3 mm pour les manchons, et 1 mm pour l'ensemble de l'éprouvette (figure 99). Ce choix assure un compromis satisfaisant entre la précision de la description des contraintes locales et le temps de calcul. En effet, différentes tailles de mailles ont été testées et le fait d'avoir un maillage plus fin au niveau de l'éprouvette n'augmente pas significativement la précision des résultats. Un maillage plus grossier est utilisé pour les têtes et les manchons, car ils ne sont pas dans la zone d'intérêt du modèle.

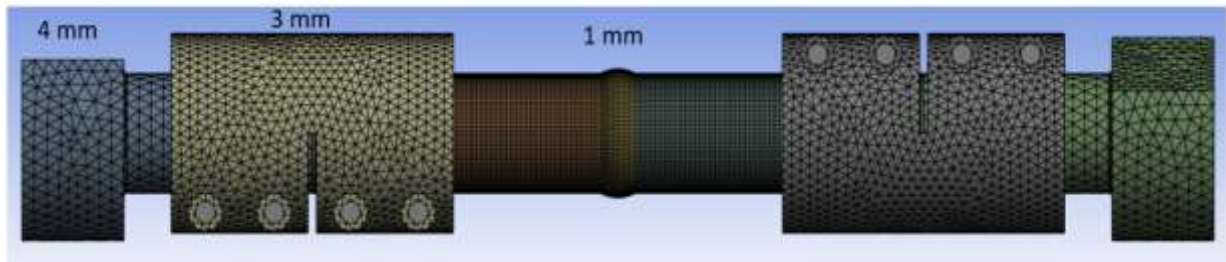


Figure 99 : Maillage du modèle numérique associé aux essais bi-axiaux.

Les interactions mécaniques entre les différentes pièces sont modélisées par des contacts avec frottement. On distingue notamment les interfaces tête–manchon, manchon–éprouvette et tête–éprouvette. Ces contacts ne sont pas considérés comme parfaitement liés : ils autorisent des glissements limités régit par un coefficient de frottement. Les valeurs retenues sont de 0,20 pour les interfaces acier/acier et de 0,25 pour les interfaces aluminium/acier, conformément à la littérature. Le serrage des vis des manchons est modélisé afin de générer la pression de contact nécessaire à la transmission des efforts par frottement, reproduisant ainsi fidèlement les conditions expérimentales (Figure 100). L'effort de serrage est calculé sur la base d'un couple de 26 Nm et d'un coefficient de frottement de 0,2 en utilisant la formule de Kellermann et Klein (Kellermann et Klein, 1955) pour déterminer l'effort axial dans la vis.

Les conditions limites imposées assurent le maintien et la sollicitation de l'éprouvette de manière conforme au montage réel. La tête supérieure, jouant le rôle de mors fixe, est immobilisée en bloquant une arête par support fixe et en imposant des déplacements nuls sur sa face extérieure. Les efforts sont appliqués sur la tête inférieure par l'intermédiaire d'une liaison définie sur deux faces de la tête (Figure 100). Le dispositif numérique est ainsi capable de modéliser la transmission des efforts uniquement par frottement, entre une tête fixe et une tête sollicitée, ce qui correspond au comportement attendu du montage expérimental.

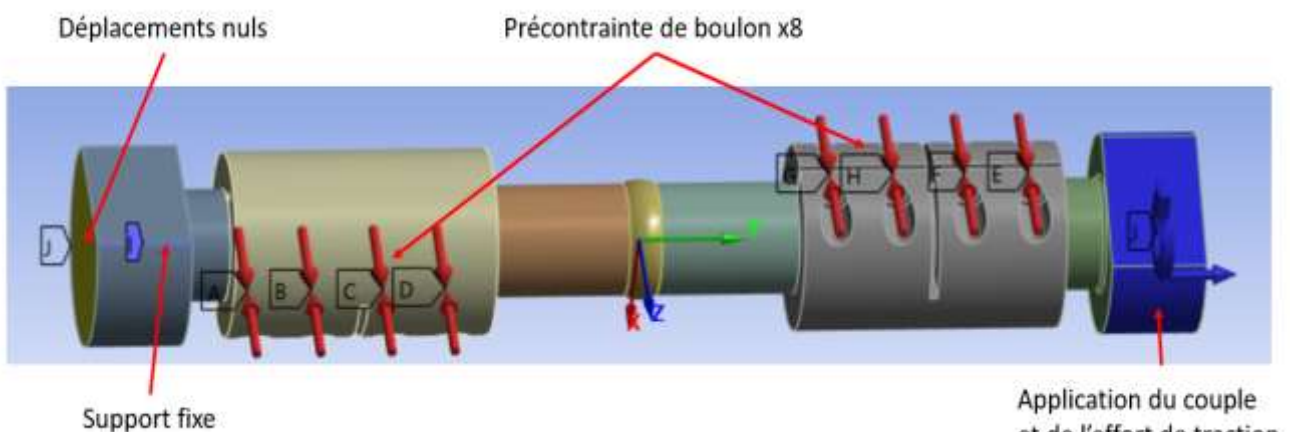


Figure 100 : Visualisation des conditions limites du modèle numérique associé aux essais bi-axiaux.

En résumé, cette modélisation intègre la géométrie spécifique de l'éprouvette soudée, le comportement par contact frottant des interfaces, ainsi que les conditions limites et chargements

représentatifs des essais réels. Elle constitue une base solide pour analyser la répartition des contraintes et pour étudier l'influence des paramètres de montage sur la réponse mécanique de l'ensemble.

Les figures 101 et 102 présentent les résultats numériques obtenus avec ce modèle pour la structure complète et l'éprouvette seule. On regarde ici les contraintes équivalentes de von Mises. Le cas de charge utilisé dans cette simulation est de 11,1 kN en traction et 111 Nm en torsion, permettant de générer une contrainte équivalente moyenne de référence notée σ_{adim} dans l'ensemble de la zone utile de l'éprouvette. Cette contrainte est utilisée comme référence, car par retour d'expérience chez Decathlon elle correspond à une durée de vie comprise entre 100 000 et 200 000 cycles environ, donc à la cible de nos essais.



Figure 101 : Répartition des contraintes équivalentes de von Mises (en MPa) sur l'éprouvette

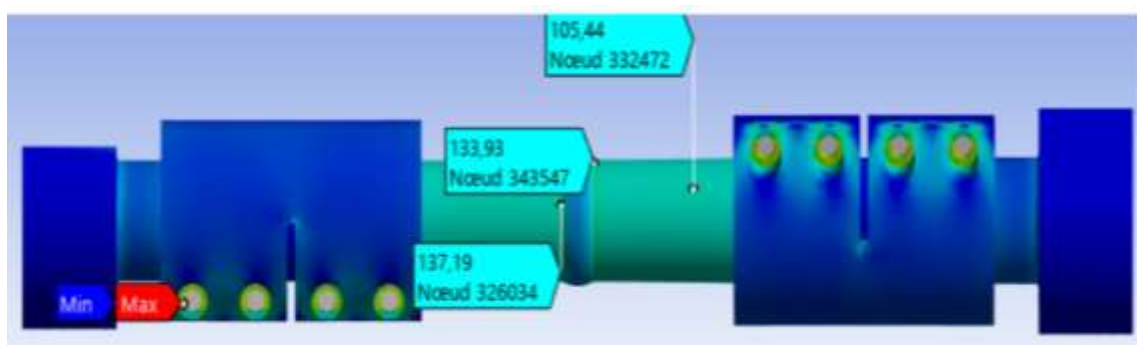


Figure 102 : Répartition des contraintes équivalentes de von Mises (en MPa) sur l'ensemble du montage

Sur la figure 101, on remarque que le maximum de contraintes est atteint dans les manchons, ce qui est logique au vu de la forte précontrainte induite par le serrage des vis. Cela ne pose pas de problème au niveau de leur tenue mécanique. En effet, les manchons sont fabriqués en acier au carbone 1215 et sont donc largement capables de soutenir ce niveau d'effort.

Sur les figures 101 et 102, on remarque une répartition des contraintes relativement homogène dans la zone utile de l'éprouvette, avec cependant une concentration en pied de cordon et une diminution des contraintes dans celui-ci en raison de l'augmentation de la section. Cela met en évidence l'intérêt de la prise en compte de la géométrie du cordon de soudure, même de manière simplifiée. Cela est également en corrélation avec les différents cas de fissuration observés en fatigue sur les cadres de vélo : en effet, la zone de concentration de contraintes en pied de cordon correspond aux sites d'amorçage de fissures observés sur les

cadres. Les zones faiblement contraintes, situées sur les bords de l'éprouvette (figure 102), correspondent aux parties insérées dans les manchons. Cela valide que c'est effectivement la partie utile qui sera la plus sollicitée pendant les essais de fatigue. On note tout de même une légère augmentation des contraintes en périphérie des manchons à cause des efforts de serrage, mais bien moins importante qu'en pied de cordon.

5.6.2 Etude des paramètres du montage

Une fois le modèle numérique validé, plusieurs études paramétriques ont été conduites afin d'évaluer l'influence des conditions de montage sur la réponse mécanique de l'éprouvette. L'objectif de ces simulations préliminaires était de sécuriser la campagne expérimentale en identifiant en amont les configurations critiques ou susceptibles de fausser les résultats.

Un premier axe d'analyse a porté sur l'impact des défauts de coaxialité entre les deux parties de l'éprouvette. En effet, les éprouvettes étant fabriquées à partir de deux tubes soudés, il est possible que, malgré le bridage, les deux parties ne soient pas parfaitement coaxiales après l'assemblage. Le but a donc été de réaliser des simulations avec des éprouvettes de géométrie volontairement dégradée afin de comprendre l'impact d'un défaut d'alignement. L'utilisation du système de réglage par joint d'Oldham dans le montage réel permet de réaliser l'assemblage malgré un défaut de coaxialité, mais la modélisation a permis d'évaluer leur influence résiduelle sur la distribution des contraintes dans l'éprouvette et au niveau du cordon. Pour ces simulations, la géométrie du cordon de soudure n'a pas été prise en compte afin de ne visualiser que les concentrations de contraintes dues au défaut géométrique de l'éprouvette. Deux cas ont été testés : un défaut d'alignement entre les deux tubes (les deux parties de l'éprouvette sont parallèles mais pas sur le même axe) et un cintrage de l'éprouvette.

Les résultats montrent que le défaut d'alignement doit être supérieur à un millimètre pour avoir un impact significatif sur la répartition des contraintes, et supérieur à 2 degrés dans le cas d'une éprouvette cintrée. Au vu des conditions de bridage et de l'utilisation d'un manchon interne pendant le soudage, il est impossible que des défauts de cette importance soient présents sur les éprouvettes. En effet, au maximum, on pourrait observer quelques dixièmes de millimètre ou de degré de décalage. Les éventuels défauts de coaxialité peuvent donc être négligés. La figure 103 présente, à titre d'exemple, l'impact d'un défaut de coaxialité de 1 mm, pour lequel on constate une augmentation des contraintes dans certaines zones de l'ordre de 10 MPa.

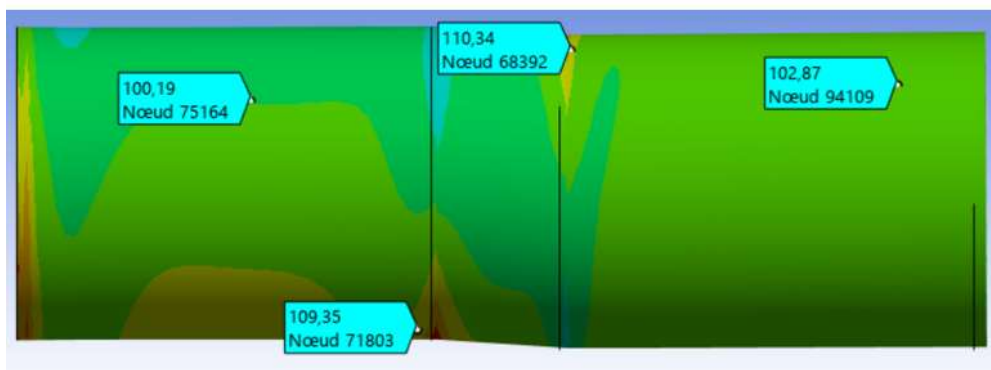


Figure 103 : Impact d'un défaut de coaxialité de 1mm sur la répartition des contraintes dans la zone utile de l'éprouvette.

L'influence du serrage des manchons a été analysée par la variation du couple appliqué aux vis. Ces calculs ont montré que la transmission correcte des efforts par frottement dépend directement du niveau de serrage : un serrage insuffisant entraîne des glissements relatifs. Ces simulations ont permis de mettre en évidence l'importance d'un couple de serrage important. Pour ce faire, des vis de classe 12.9 ont été utilisées, permettant d'aller jusqu'à 26 Nm (couple maximum recommandé pour les vis M6 de classe 12.9). L'impact de la position radiale des manchons a également été exploré. Comme on peut le voir sur les figures précédentes, les manchons sont positionnés à l'opposé l'un de l'autre (les vis de serrage ne sont pas du même côté de l'éprouvette). Cette configuration permet de réduire l'influence du serrage sur l'éprouvette et d'avoir un champ de contraintes plus homogène dans la zone utile.

En définitive, ces simulations numériques ont constitué une étape préalable dans la préparation de la campagne expérimentale. Elles ont permis d'anticiper les comportements et d'optimiser le protocole de montage.

5.6.3 Détermination des cas de charge en fatigue

Comme expliqué précédemment, le but des essais de fatigue multiaxiaux mis en place est de cibler les conditions de chargement subies par les cadres de vélo au cours des essais de pédalage. Pour ce faire, comme mentionné dans le chapitre 1, le critère choisi est la reproduction du taux de biaxialité. Il a été décidé de réaliser deux séries d'essais en fatigue : la première avec un chargement tel que le taux de biaxialité est de 25 %, et la seconde avec un taux de 75 %. Ces valeurs correspondent aux bornes des niveaux relevés numériquement lors du pédalage droit et gauche (voir chapitre 1, figure 17).

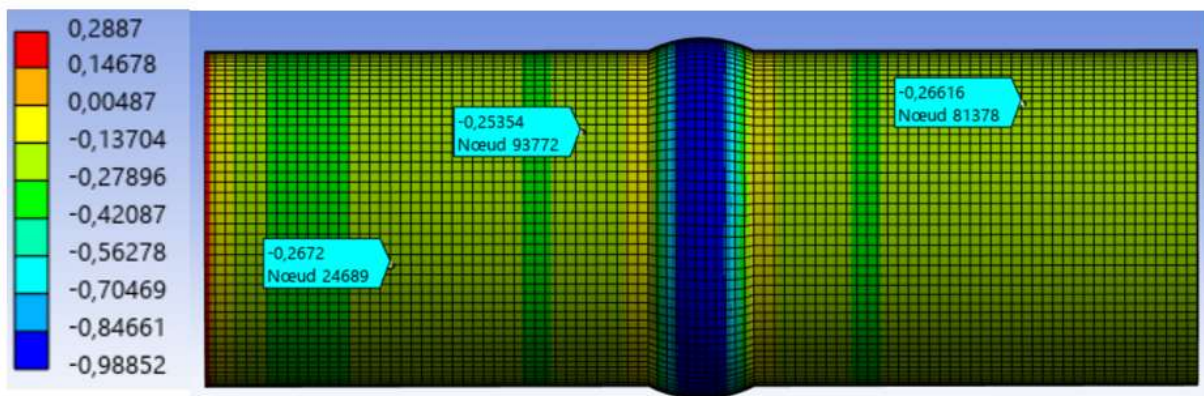
En raison des variations de géométrie locale, le taux de biaxialité varie dans le cordon de soudure. Il a donc été décidé de retenir comme critère le taux de biaxialité moyen sur l'ensemble de la zone utile de l'éprouvette. La multiplication des simulations sur la partie utile des éprouvettes a permis de déterminer approximativement les différents paliers d'effort en fatigue, et surtout de trouver le ratio entre traction et torsion afin d'obtenir des taux de biaxialité de 25 % et 75 %.

L'objectif était de déterminer la proportion à appliquer entre traction et torsion afin de permettre d'avoir un taux de biaxialité moyen dans la zone utile de 25 % ou de 75 %. Une fois ces ratios trouvés, on les conserve pour les différents cas de charge. Pour la première série (25 % de biaxialité), le chargement en traction (en N) doit être environ 100 fois supérieur à celui en torsion (en Nm). Par exemple, pour une contrainte équivalente σ_{adim}^5 , on obtient un effort de traction de 11,1 kN et un couple de 111 Nm.

Dans le cas de la deuxième série (75 % de biaxialité), ce ratio se réduit à 20. Donc, pour une même contrainte équivalente σ_{adim} , l'effort de traction est cette fois de 3 kN et le couple de 150 Nm. La figure 104 illustre le taux de biaxialité obtenu avec ces deux chargements dans la partie utile de l'éprouvette pour une même contrainte équivalente σ_{adim} .

Concrètement, la première série sera donc réalisée avec un chargement favorisant la traction et la deuxième avec un chargement majoritairement en torsion.

Série 1 : 11,1kN, 111Nm => 25% de biaxialité



Série 2 : 3kN, 150Nm => 75% de biaxialité

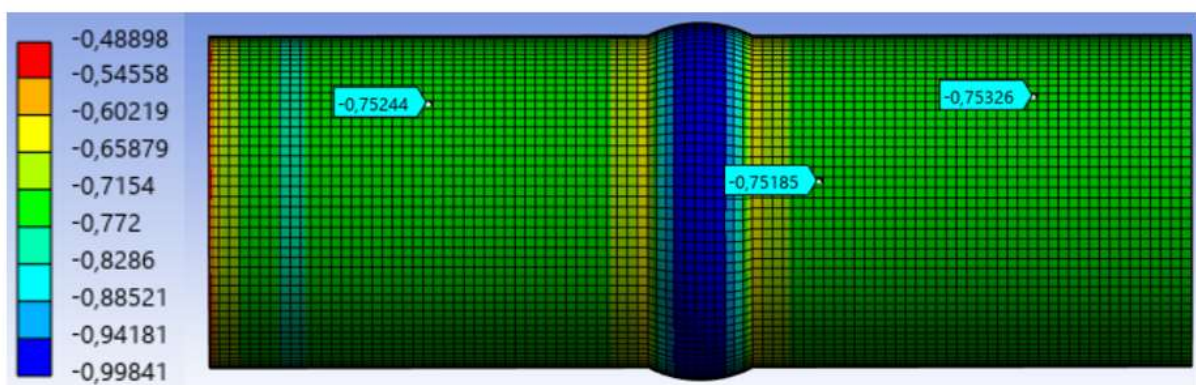


Figure 104 : Différents taux de biaxialité dans la zone utile de l'éprouvette, en fonction du chargement, pour une même contrainte équivalente.

⁵ Pour des raisons de confidentialité les niveau de contraintes ne seront pas donnée mais exprimés en fonction d'une contrainte arbitraire σ_{adim}

Le but de ces essais est d'atteindre des durées de vie comparables au nombre de cycles imposés lors d'un essai de pédalage, soit 150 000 cycles. L'objectif était donc de répartir correctement les chargements afin que le palier central des courbes de fatigue ait une durée de vie d'environ 150 000 cycles. Comme expliqué précédemment, cette durée de vie correspond à une contrainte équivalente égale à σ_{adim} . En respectant les ratios traction/torsion présentés, un certain nombre de cas de charge ont été calculés pour les deux séries, allant de $0.5 \sigma_{adim}$ à $6 \sigma_{adim}$. Ainsi, pour chaque série, le premier palier de charge sera effectué avec comme contrainte équivalente σ_{adim} et le chargement des paliers suivants sera adapté en fonction des résultats.

5.7 Mise en œuvre des essais multiaxiaux

5.7.1 Paramètres expérimentaux

Les essais de fatigue ont été réalisés sur la machine biaxiale précédemment décrite, à une fréquence de 5 Hz afin de garantir un pilotage stable et précis. Les conditions de chargement ont été choisies pour se rapprocher des sollicitations réelles subies par les cadres lors du pédalage : un ratio de charge $R=0.1$ a été appliqué, ce qui correspond à une traction continue et à une torsion dans un seul sens. Dans cette configuration l'effort minimum est donc équivalent à 10 % de l'effort maximal et la valeur moyenne est de 55% de celui-ci. Cette approche permet d'éviter les phases de compression non représentatives du comportement réel des cadres. Le pilotage des essais se fait en force.

Au vu du nombre d'éprouvettes disponibles et du temps imparti, il a été décidé que, pour chaque série, 15 éprouvettes seraient utilisées et réparties sur cinq paliers d'effort, à raison de trois éprouvettes par palier.

La répartition des niveaux d'effort a été choisie de manière à couvrir une plage de durées de vie comprises entre 25 000 et 10^6 cycles : le palier central correspondant approximativement à 150 000 cycles, deux paliers supérieurs ont été définis pour des durées de vie plus courtes, tandis que deux paliers inférieurs visaient des durées de vie plus longues. Cette distribution permet de couvrir de manière équilibrée les comportements extrêmes et le comportement moyen des éprouvettes, tout en restant centrée sur la durée de vie de référence. En effet si l'on rapporte ces durées de vie à un cadre de vélo, une résistance inférieure à 25 000 cycles montre un gros problème de conception et au-delà de 1 million le cadre est très largement surdimensionné par rapport à l'objectif, nous n'avons donc pas besoin d'informations en dehors de ces limites.

5.7.2 Critère d'arrêt et enregistrement des données

La détection de l'amorce de fissure s'effectue via le suivi de l'évolution des déplacements des éprouvettes. Une augmentation significative du déplacement indique une réduction de la rigidité et signale la présence potentielle d'une fissure. De la même manière que

des sécurités en force étaient utilisées pour le montage des éprouvettes, on utilise cette fois des sécurités en déplacement afin d'arrêter automatiquement l'essai dans le cas où le déplacement augmente trop.

En général, un seuil d'arrêt automatique est fixé lorsque l'augmentation du déplacement dépasse 5% de la valeur initiale. Cependant, pour les essais à faible niveau de charge, où les déformations sont très faibles, ce seuil a été relevé à 10% afin d'éviter des arrêts prématurés. En effet, avec des niveaux de charges faibles, le déplacement, notamment en traction, est très faible et une variation de 5% de celui-ci implique une variation de l'ordre de 0,01 à 0,02mm ce qui mène à des arrêts de l'essai à cause de la précision des capteurs. Dans ce cas, la limite est donc augmentée à 10% d'augmentation du déplacement initial.

Pendant toute la durée des essais, les efforts et déplacements sur les deux axes sont enregistrés en continu avec une fréquence suffisante pour obtenir 30 points par cycle. De plus, le nombre de cycles est enregistré également. Ces données sont ensuite traitées à l'aide d'un code Python permettant de reconstruire chaque cycle. En utilisant le nombre de cycles, le code extrait les 30 points qui lui sont associés, ce qui permet ensuite pour chaque cycle d'extraire les valeurs maximales et minimales d'effort et de déplacement sur les deux axes.

Ce traitement permet notamment de :

- Identifier les cycles hors consigne, c'est-à-dire les cycles pour lesquels les efforts appliqués diffèrent de plus ou moins 5 % de la consigne, permettant ainsi de vérifier la qualité du pilotage et le bon déroulement des essais.
- Tracer l'évolution du déplacement au cours du temps afin de localiser précisément le moment de l'amorce de fissure, avant que le seuil de sécurité ne soit atteint.
- Ajuster le nombre de cycles à rupture pour se rapprocher au mieux du nombre de cycles correspondant à l'amorce de fissure, assurant ainsi une interprétation plus fiable des durées de vie des éprouvettes.

Ces enregistrements permettent donc de valider le bon déroulement des essais tout en améliorant la précision sur la durée de vie des éprouvettes, ce qui permet de contourner les conditions d'arrêt (5 et 10% d'augmentation du déplacement initial) utilisées pour stopper les essais. À titre d'exemple, la figure 105 présente l'évolution de la position minimum du mors inférieur pour chaque cycle pour les 60 000 derniers cycles de l'éprouvette 5. Le mors inférieur étant le mors mobile, une diminution de sa position basse implique un allongement progressif de l'éprouvette et donc la présence d'une fissure. Dans ce cas, l'exploitation des données enregistrées a permis de corriger la durée de vie de cette éprouvette de 828 381 (nombre de cycles au moment de l'arrêt de l'essai) à 815 000 cycles. Le nombre de cycles final est donc estimé à quelques centaines de cycles près.

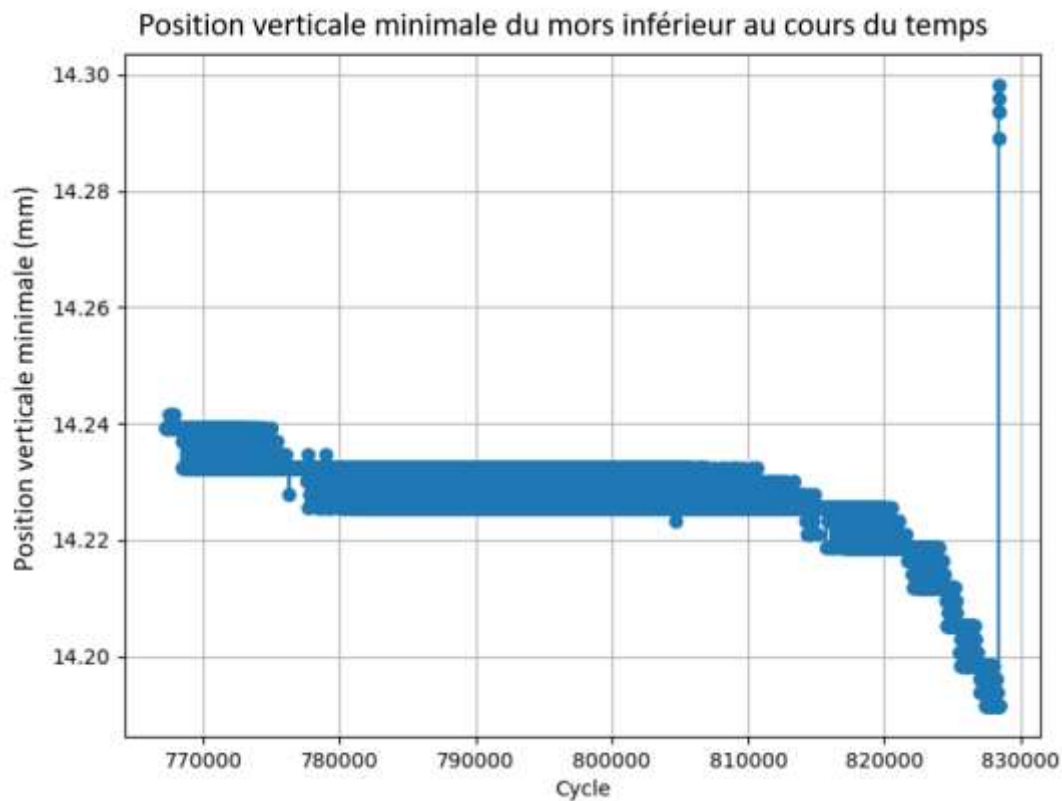


Figure 105 : Traitement des données d'enregistrement pour l'éprouvette 5 afin de corriger la durée de vie.

5.8 Exploitation des essais

Afin de conserver le palier central autour de 150 000 cycles de durée de vie pour les 2 séries, les paliers de charge ont été adaptés. Le tableau 10 ci-dessous présente les efforts maximaux en traction et en torsion pour chacun des paliers des deux séries. On remarque rapidement que les efforts pour la série réalisée avec 75% de biaxialité sont plus élevés que pour celle à 25% même sans convertir les efforts en contraintes. En effet, la série à 75% de biaxialité présente des durées de vie supérieures à contraintes équivalentes égales.

Tableau 9 : Efforts des différents paliers de charge pour chacune des deux séries.

Série	Palier 1	Palier 2	Palier 3	Palier 4	Palier 5
Biaxialité 25%	8,25 kN, 82,5 Nm	9,075 kN, 90,75 Nm	11,1 kN, 111 Nm	12,375 kN, 123,75 Nm	13,75 kN, 137,5 Nm
Biaxialité 75%	3 kN, 150 Nm	4,5 kN, 225 Nm	6 kN, 300 Nm	7,5 kN, 375 Nm	9 kN, 450 Nm

Les tableaux 11 et 12 présentent le détail des résultats obtenus pour chacune des deux séries de tests de fatigue multiaxiale. Ici aussi seuls les efforts appliqués sont présentés et non les niveaux de contraintes pour des raisons de confidentialité.

Comme montré précédemment, le champ de contraintes présente une concentration de contraintes en pied de cordon dépendant de la géométrie locale de celui-ci. Toutefois, la forme de ces cordons variant d'une éprouvette à l'autre, la concentration de contraintes en pied de cordon varie également. Afin d'avoir une grandeur comparable d'une éprouvette à l'autre et d'une série à l'autre, c'est la valeur moyenne des contraintes de von Mises sur l'ensemble de la zone utile qui a été retenue. L'objectif est donc de comparer la durée de vie de l'ensemble de la structure soudée lorsqu'elle est globalement soumise à une contrainte équivalente donnée. Cette grandeur n'est pas utilisée comme critère de fatigue mais comme moyen simple de comparer les différents cas de charge.

Les variations de géométrie entre éprouvettes sont ainsi incluses dans les résultats et s'ajoutent à la dispersion inhérente aux essais de fatigue. Le tableau 11 présente les résultats obtenus pour la première série (25%), et le tableau 12 ceux de la deuxième série (75%).

Tableau 10 : Résultats expérimentaux après traitement des enregistrements pour la première série de tests en fatigue multiaxiale.

Durée de vie en fonction du chargement appliqué pour un taux de biaxialité de 25%

Eprouvette	Effort de traction maximal (kN)	Effort de torsion maximal (Nm)	Nombre de cycles
E4 E5 E9	8,25	82,5	665 000 815 000 321 000
E15 E16 E17	9,075	90,75	395 000 803 000 314 500
E1 E2 E3	11,1	111	215 000 138 000 305 000
E11 E12 E13 E14	12,375	123,75	406 000 84 000 432 000 290 000
E6 E7 E8 E10	13,75	137,5	175 000 45 000 73 200 63 000

Tableau 11 : Résultats expérimentaux, après traitement des enregistrements, pour la deuxième série de tests en fatigue multiaxiale.

**Durée de vie en fonction du chargement appliqué
pour un taux de biaxialité de 75%**

Eprouvette	Effort de traction maximal (kN)	Effort de torsion maximal (Nm)	Nombre de cycles
E18 E22 E23	3	150	810 000 2 000 000 1 354 000
E19 E20 E32 E21	4,5	225	535 000 451 000 247 500 360 000
E24 E25 E26 E27	6	300	172 000 184 000 175 000 123 500
E28 E29 E30	7,5	375	28 500 70 500 30 500
E31 E33 E34 E35	9	450	23 500 19 500 26 000 20 200

On observe rapidement que, pour une même contrainte équivalente, la durée de vie de la deuxième série (75%) est largement supérieure à celle de la première. Par exemple, pour une amplitude de contraintes de $0.5 \sigma_{adim}$, la durée de vie moyenne est de 220 000 cycles dans le cas de la première série, ce qui correspond au palier de charge central. Pour la même amplitude de $0.5 \sigma_{adim}$, la durée de vie moyenne atteint 1 395 000 cycles dans le cas de la deuxième série et correspond au palier de charge minimal.

Par ailleurs, en raison de cette différence importante, les niveaux de charge de la première série s'étendent de $0.33 \sigma_{adim}$ à $0.5 \sigma_{adim}$ de contraintes alternées, tandis que dans le cas de la deuxième série, les contraintes alternées vont de $0.5 \sigma_{adim}$ à $1.35 \sigma_{adim}$ environ, pour une plage de durée de vie similaire entre les deux séries.

On peut également remarquer une dispersion beaucoup plus forte pour la première série que pour la seconde. En raison de cette dispersion, deux paliers de la première série comportent 4 éprouvettes au lieu de 3, afin d'obtenir une durée de vie moyennée sur davantage de points. C'est notamment le cas du palier réalisé avec un chargement de 12.375 kN et 123.75 Nm qui présente une forte dispersion.

Dans la deuxième série, certains paliers présentent également 4 éprouvettes, mais cette fois en raison du fait que 3 éprouvettes ont présenté une fissure en dehors du cordon de soudure. Pour ces paliers, une quatrième éprouvette a donc été testée.

Ces résultats mettent clairement en évidence que le type de chargement multiaxial (traction majoritaire pour la première série et torsion majoritaire pour la deuxième) joue ainsi un rôle déterminant sur la durée de vie des structures soudées.

Les figures 106 et 107 ci-dessous présentent les courbes contraintes / durée de vie pour les deux séries d'essais de fatigue multiaxiale.

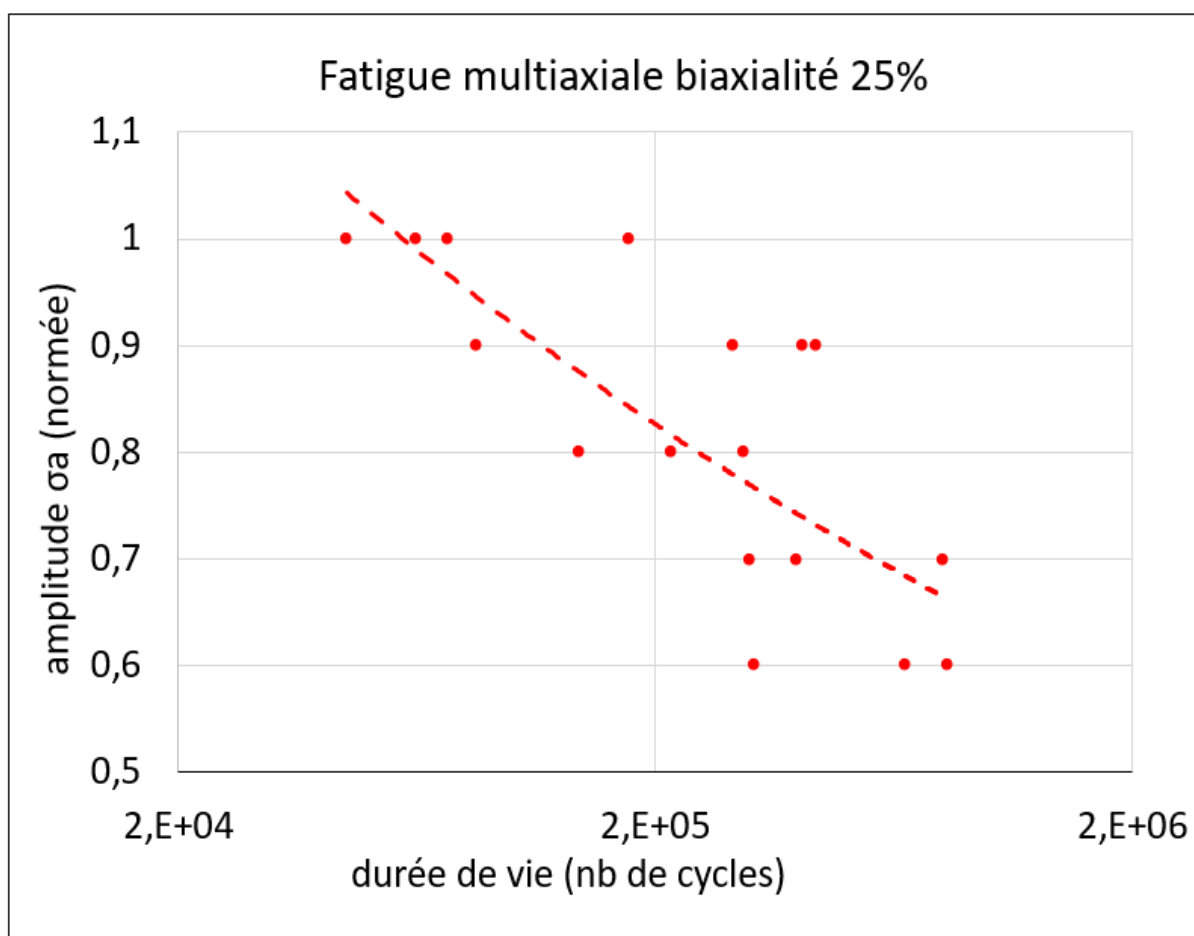


Figure 106 : Courbe S-N pour la première série avec 25% de biaxialité (traction majoritaire).

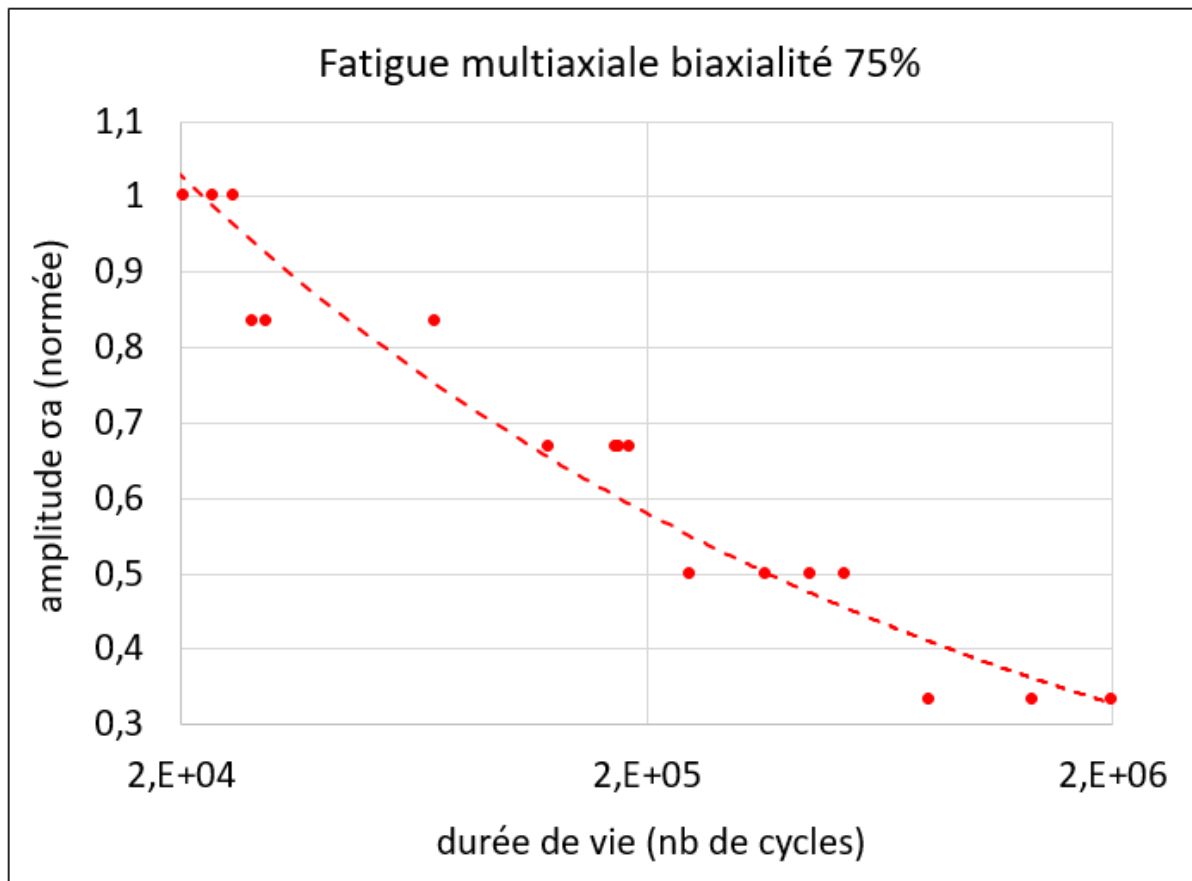


Figure 107 : Courbe S-N pour la deuxième série avec 75% de biaxialité (torsion majoritaire).

Le tracé des courbes S-N des deux séries confirme les observations faites à partir des tableaux précédents. On remarque nettement une dispersion beaucoup plus faible pour la deuxième série, ainsi qu'une meilleure régularité dans la durée de vie entre les différents paliers. En effet, les paliers de charge présentent des durées de vie qui décroissent de manière régulière avec l'augmentation de la contrainte alternée.

Pour la première série en revanche, l'évolution de la durée de vie entre les paliers de charge est beaucoup plus irrégulière et chaotique. Le tracé de la courbe S-N montre, par exemple, que les deux paliers de plus faible amplitude présentent des durées de vie très similaires, malgré une différence notable de contraintes (Figure 106). De plus, cette première série met en évidence une dispersion importante des durées de vie au sein d'un même palier, comme c'est notamment le cas pour une contrainte alternée normée de 0,9, où trois éprouvettes dépassent largement la durée de vie attendue sur la base des résultats obtenus aux paliers supérieurs et inférieurs.

La visualisation des courbes S-N confirme donc l'impact majeur du type de chargement multiaxial sur la tenue en fatigue des assemblages soudés.

Une autre différence majeure entre les deux séries se situe au niveau des zones d'amorçages de fissure. En effet, pour la première série (25%), les éprouvettes testées présentent majoritairement des fissures dans le cordon de soudure. Les fissures s'amorcent dans la partie centrale du cordon et se propagent horizontalement. Pour la deuxième série, avec une

prédominance de la torsion, les éprouvettes présentent majoritairement des fissurations au niveau du pied de cordon avec une propagation oblique de la fissure. Dans les deux cas on trouve des exceptions avec des amorçages de fissures en pied de cordon pour la première série par exemple, mais cela reste largement minoritaire.

La figure 108 présente deux exemples de fissuration typique : une au centre du cordon pour la première série et une en pied de cordon pour la deuxième.

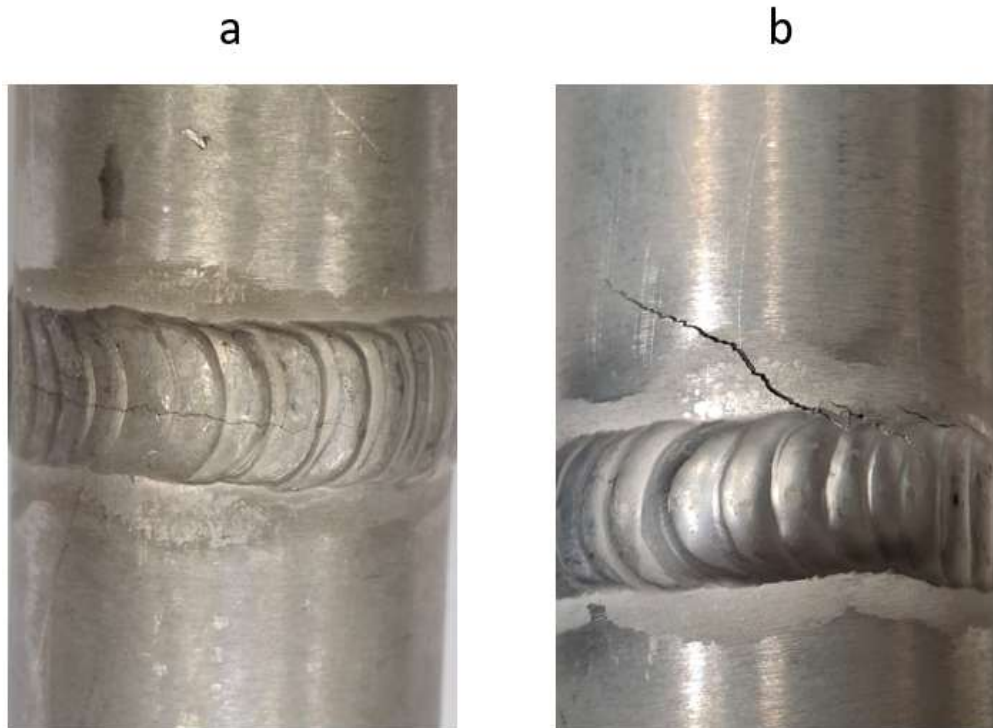


Figure 108 : Fissure dans le cordon typique de la première série (chargement avec prédominance de la traction) (a). Fissure en pied de cordon typique de la deuxième série (chargement avec prédominance de torsion) (b).

5.9 Analyse des résultats

Plusieurs hypothèses peuvent être avancées afin d'expliquer les variations observées entre les deux séries, tant en termes de site d'amorçages de fissures que de variabilité et de durée de vie.

Dans le cas de la première série, soumise à une sollicitation majoritairement en traction, la contrainte normale agit principalement à travers le centre du cordon de soudure, où la section est maximale et où les défauts internes liés au procédé de soudage (porosités, variations microstructurales, etc.) sont concentrés. Le pied de cordon, généralement sensible au cisaillement, est quant à lui relativement peu sollicité sous ce type de chargement axial. En raison de la nature de cette sollicitation, les défauts internes du centre du cordon deviennent les sites privilégiés d'amorce de fissure, tandis que le métal de base, formé par extrusion, est beaucoup moins sujet à ce type de défauts et possède une microstructure plus régulière (Suresh, 2004 ; Dowling, 2012). La combinaison d'une forte densité de défauts et de propriétés

mécaniques plus faibles dans la zone soudée explique ainsi la récurrence de l'amorçage de fissure au milieu du cordon dans le cas de la première série.

Cette sollicitation normale favorise également une propagation rapide des fissures en mode I (ouverture), ce qui contribue à la diminution de la durée de vie. En effet, les propriétés mécaniques et la densité de défauts varient davantage d'un cordon à l'autre qu'au sein du métal de base, rendant la fissuration localisée dans le cordon plus aléatoire (Maddox et Razmjoo, 2001; Chiocca et al., 2022). De plus les essais de micro-traction présentés au chapitre 3 présentent eux aussi une forte variation d'un éprouvette à l'autre pour une sollicitation en traction confirmant une forte variabilité de l'endommagement sous ce type de chargement.

Dans le cas de la deuxième série, soumise à une sollicitation majoritairement en torsion, les contraintes de cisaillement maximales se concentrent également au centre du cordon, mais la fissuration tend à se développer vers la zone de transition cordon-tube (pied de cordon), où le gradient de rigidité et la microstructure affectée par la chaleur (ZAT) favorisent le glissement. Les fissures se développent principalement en mode II et III (cisaillement), plus lentement que le mode I, ce qui peut expliquer la durée de vie plus longue observée pour cette série.

Malgré les différentes hypothèses discutées précédemment, des variations aussi marquées de durée de vie et de dispersion entre les deux séries d'essais en fatigue multiaxiale restent surprenantes. Les éprouvettes ont été fabriquées en deux lots distincts chez un même fournisseur : le premier lot a majoritairement été utilisé pour la première série d'essais en fatigue, et le second pour la deuxième série. Il est donc possible que ces différences proviennent, au moins en partie, de variations de la qualité des soudures entre les deux lots, et pas uniquement de l'influence du type de chargement. Par exemple, la présence d'un taux de porosité plus élevé dans les éprouvettes de la première série pourrait expliquer une amorce de fissure plus précoce, notamment au sein du cordon de soudure. Toutefois, les éprouvettes découpées pour les analyses micrographiques et les essais de dureté ne présentaient pas de défauts majeurs au niveau de la soudure. Il convient néanmoins de rappeler que ces observations restent limitées aux plans de coupe étudiés et ne permettent pas de caractériser de manière exhaustive l'état interne des cordons de soudure.

Afin de consolider l'interprétation des résultats et de mieux isoler l'influence du type de chargement sur la durée de vie en fatigue, une analyse tomographique des éprouvettes est prévue à la suite de cette thèse. Cette étude aura pour objectif de quantifier la quantité et la tailles des porosités au sein des cordons de soudure des deux séries d'éprouvettes. Si une différence significative venait à être mise en évidence, il serait alors pertinent de refaire une partie des essais de fatigue de la première série avec des éprouvettes de qualité équivalente à celles utilisées pour la deuxième série, afin de permettre une comparaison plus rigoureuse de l'influence des deux types de chargement sur la durée de vie en fatigue.

Au final, de nombreux phénomènes influent simultanément sur la durée de vie et le site d'amorçage de fissure dans les assemblages soudés. La répartition locale des contraintes, la géométrie et la surépaisseur du cordon qui varie d'une éprouvette à l'autre, la microstructure hétérogène du cordon et de la ZAT, ainsi que la présence de défauts internes comme les porosités ou inclusions, contribuent tous à façonner le comportement en fatigue. Ces différents mécanismes interagissent de manière complexe et rendent difficile une explication unique des différences observées entre les deux séries.

Dans le cas des cadres de vélo ou d'éprouvettes de géométrie différente, l'expérience montre une fissuration systématique en pied de cordon (Figures 92 et 95). Cette différence par rapport aux résultats présentés ici peut s'expliquer en partie par le mode de sollicitation et la géométrie testée. En effet, dans le cas des tubes étudiés ici ou des cadres de vélo, le cordon de soudure est plus massif que le tube (surépaisseur). Ainsi, dans le cas de deux tubes soudés à 90° ou d'essais en flexion, le cordon de soudure, plus massif, tend à « poinçonner » le tube au niveau du pied de cordon. Cet effet géométrique n'est pas présent dans nos essais, réalisés avec des sollicitations suivant l'axe des éprouvettes.

Des essais complémentaires en flexion, torsion pure ou sous d'autres types de chargement seraient donc intéressants afin d'obtenir une vision plus complète de l'influence du type de sollicitation, de la répartition des contraintes et des propriétés locales sur la zone d'amorçage des fissures.

Par ailleurs, l'analyse des résultats permet de déterminer les coefficients du modèle de Basquin pour les deux séries qui seront utilisées à l'avenir dans les modèles numériques chez Decathlon.

D'un point de vue industriel, ces résultats permettent de mettre en avant l'intérêt de réaliser des essais sous différents types de chargement afin de connaître la réponse de la structure dans différentes configurations. Les résultats de ces essais ont vocation à être utilisés dans des simulations de fatigue en prenant en compte une courbe S-N différente en fonction du taux de biaxialité. L'idée est de considérer ces essais comme représentatifs du comportement des cadres de vélo (provenance des éprouvettes, dimensions, chargement) et d'introduire ces résultats dans un modèle numérique capable de sélectionner la courbe S-N la plus adaptée pour chaque point du cadre en fonction du chargement qu'il subit, passant ainsi d'une seule loi de comportement en fatigue à trois.

5.10 Conclusions

Ce chapitre avait pour objectif la caractérisation de la tenue en fatigue multiaxiale des assemblages soudés, en s'inscrivant directement dans la problématique de la durabilité des cadres de vélo. Pour cela, une campagne expérimentale a été conçue pour reproduire, de manière contrôlée et accélérée, les sollicitations rencontrées lors des essais de fatigue par pédalage subis par les cadres de vélo au cours de leur développement. Cette approche a permis le passage d'un état de contraintes non maîtrisé dans le cas des cadres de vélo à un chargement contrôlé sur des éprouvettes représentatives. Pour cette campagne d'essais, une attention particulière a été portée à la représentativité des éprouvettes testées afin de pouvoir transposer directement les résultats et les connaissances tirées de ces essais sur les cadres de vélo, permettant ainsi l'utilisation des données récoltées dans de futurs modèles de simulation en fatigue.

La réussite de cette campagne a été soutenue par l'utilisation préalable d'un modèle numérique haute-fidélité. Ce modèle par éléments finis a joué un rôle déterminant dans l'optimisation du montage expérimental, la détermination des zones critiques des éprouvettes et surtout, la définition des cas de charge multiaxiaux à appliquer. Il a permis une reproduction en

laboratoire fidèle des cas de charge réels, augmentant la représentativité des essais menés vis-à-vis des cadres de vélo.

Les résultats de ces essais ont mis en évidence une influence majeure du type de chargement multiaxial sur la durée de vie, la localisation de l'amorce de fissure et la dispersion des résultats. Il a été démontré que des chargements favorisant la torsion par rapport à la traction conduisent non seulement à des durées de vie plus élevées, mais aussi à une amorce de fissure en pied de cordon. À l'inverse, un chargement multiaxial dominé par la traction mène à des durées de vie plus courtes et plus dispersées ainsi qu'à une amorce de fissures dans le cordon de soudure. Cette différence de comportement et d'endommagement, en fonction de la prédominance des composantes de l'effort permet de mettre en évidence une compétition de plusieurs phénomènes menant à la fissuration en fatigue. En effet, malgré les observations des chapitres précédents montrant une fragilité du cordon de soudure par rapport au reste de la structure, on remarque qu'en fonction du type de chargement, il ne concentre pas toujours l'endommagement.

Cette observation fondamentale mène à l'hypothèse que, dans un cycle de pédalage complet sur un cadre de vélo, les deux phases (pédalage droit et pédalage gauche) n'ont pas un impact équivalent sur la durée de vie de la structure. En générant des états de contraintes multiaxiaux qui varient de manière significative au cours du temps, ces deux phases sont susceptibles d'activer des mécanismes d'endommagement différents. Le développement de moyens d'essais permettant spécifiquement la reproduction des efforts subis pendant le pédalage droit et gauche permettrait une meilleure compréhension de l'influence des différentes parties du cycle sur la tenue en fatigue de l'assemblage soudé. Ces résultats valident la nécessité d'une approche multiaxiale et ouvrent la voie à de nouvelles méthodologies d'évaluation de la fatigue des cadres de vélo.

Conclusion générale

Les travaux présentés dans cette thèse ont été guidés par un objectif fondamental : lever les verrous scientifiques qui limitent la prédiction et la compréhension de la durabilité des assemblages soudés en aluminium 6061/4043 soumis à des sollicitations de fatigue multiaxiale. En se concentrant sur la problématique spécifique des cadres de vélo, une méthodologie originale et pluridisciplinaire a été développée. Elle combine des campagnes expérimentales variées, des modélisations numériques rigoureuses associées et l'exploitation des avancées récentes en intelligence artificielle. La particularité de cette approche réside dans sa capacité à décomposer un problème macroscopique complexe en une série de mécanismes locaux, permettant de passer de l'observation globale des défaillances à une meilleure compréhension de leurs causes à une échelle plus fine.

Au cours de ces travaux, plusieurs campagnes d'essais de nature et d'objectifs variés ont été menées dans le but de répondre séquentiellement aux principaux verrous scientifiques mis en évidence dans la première partie de la thèse à savoir la présence de contraintes résiduelles au niveau des soudures, les variations de lois de comportement élastoplastique locales et l'influence du type de chargement sur la tenue en fatigue.

La première étape s'est concentrée sur l'évaluation de l'impact des contraintes résiduelles post-soudage et post-traitement thermique T6. Cette campagne d'essais s'est appuyée sur la Diffraction des Rayons X (DRX) pour quantifier les champs de contraintes en surface dans les zones critiques de l'assemblage. L'objectif était de quantifier l'impact de la soudure sur le champ de contraintes résiduelles encore présent après le traitement thermique.

La deuxième étape s'est attachée à relever le défi posé par l'hétérogénéité des propriétés mécaniques locales au niveau des soudures. A cette fin, une campagne d'essais de micro-traction a été menée, s'appuyant sur une instrumentation avancée reposant sur la Stéréo-Corrélation d'Images Numériques (2D1/2-DIC). L'innovation majeure de cette campagne réside dans le couplage inédit entre les champs cinématiques expérimentaux, un modèle numérique par éléments finis et un Réseau de Neurones Convolutif (CNN). L'utilisation combinée de ces trois outils permet d'identifier, de manière inverse, les lois de comportement des matériaux directement à partir des champs de déformations expérimentaux.

Enfin, une campagne d'essais de fatigue multiaxiale a été conduite afin d'approfondir la compréhension de l'influence des chargements multiaxiaux imposés lors des tests normatifs de pédalage. Cette campagne a nécessité la conception et la validation d'un dispositif expérimental capable de reproduire, de manière contrôlée, les principales caractéristiques des sollicitations de pédalage à travers des essais combinant traction et torsion.

L'ensemble de cette démarche méthodologique, allant de l'échelle microscopique (DRX, micro-traction) à celle macroscopique (essais de fatigue), et s'appuyant sur des représentations numériques, constitue l'apport méthodologique majeur de ces travaux.

L'analyse des contraintes résiduelles a montré que ce facteur, bien que souvent considéré comme critique, exerce finalement une influence limitée. Les mesures réalisées par DRX ont révélé que les contraintes résiduelles dans le cordon de soudure sont de faible amplitude, principalement en compression (-30 MPa), et demeurent bien en deçà de la limite élastique du matériau, évaluée aux alentours de 280 MPa dans le chapitre 4. Ces résultats suggèrent que leur rôle dans l'amorçage des fissures est limité et qu'elles ne constituent pas un facteur déterminant d'endommagement. L'attention a donc été recentrée sur d'autres paramètres, tels que les gradients de propriétés mécaniques et la multiaxialité du chargement.

Les essais de micro-traction instrumentée ont mis en évidence une forte hétérogénéité des propriétés élastoplastiques au sein de l'assemblage soudé. Les champs de déformations obtenus par stéréo-corrélation d'images ont révélé une localisation de la plasticité précoce du cordon de soudure par rapport au métal de base et à la zone affectée thermiquement.

L'identification inverse, fondée sur le couplage entre la modélisation par éléments finis (MEF) et un réseau de neurones convolutifs (CNN), a permis de quantifier ces constatations. Les résultats ont mis en évidence une diminution significative de la limite élastique ainsi qu'une variation notable du module tangent dans le cordon de soudure, avec une dispersion marquée d'une éprouvette à l'autre. L'utilisation du réseau de neurones convolutifs s'est ainsi révélée efficace pour caractériser les variations mécaniques à l'échelle des différentes zones de la soudure à partir de champs cinématiques. Cependant, pour les assemblages étudiés dans le cadre de ces travaux, la modélisation de la ZAT ne s'avère pas indispensable : ses propriétés étant proches de celles du cordon, un modèle macroscopique prenant en compte uniquement deux zones au niveau des soudures semble donc être suffisant.

Enfin, la campagne d'essais de fatigue multiaxiale a permis d'établir le lien entre ces propriétés locales et les conditions de chargement des cadres de vélo complets. Les résultats mettent clairement en évidence une influence majeure du type de chargement multiaxial sur la durée de vie et la localisation de l'endommagement. Il a été observé que les chargements avec une prédominance de la torsion favorisent l'amorçage de microfissures en pied de cordon avec une propagation oblique (45° par rapport à l'axe de l'éprouvette), tandis que les chargements à dominante en traction conduisent à des amorçages au centre du cordon, accompagné d'une plus forte dispersion expérimentale et d'une durée de vie significativement plus courte pour une même amplitude de contraintes.

En combinant l'identification des lois de comportement locales et une analyse approfondie de l'influence des différents modes de sollicitation multiaxiale, ces travaux apportent des données physiques et des outils méthodologiques essentiels à une meilleure compréhension du comportement des zones soudées.

Ces travaux de thèse aboutissent à la conclusion que les principaux facteurs limitants la durabilité des assemblages étudiés ne sont pas les contraintes résiduelles, mais plutôt la combinaison de la diminution des propriétés mécaniques dans le cordon de soudure et la sensibilité de l'assemblage aux sollicitations multiaxiales et aux variations de géométrie.

En effet, les différents résultats obtenus suggèrent qu'une compétition complexe s'opère entre trois facteurs principaux pour déterminer la zone d'amorçage des fissures : la modification des propriétés mécaniques dans le cordon de soudure, la géométrie locale des zones soudées, et le type de sollicitation appliquées. Bien que le cordon de soudure présente une résistance

mécanique réduite, l'augmentation locale de section et l'influence du type de chargement peuvent compenser cette fragilité, décalant ainsi l'amorçage des fissures vers le pied de cordon, où les singularités géométriques jouent un rôle prépondérant.

L'ensemble de ces travaux permet ainsi de proposer les briques élémentaires d'un futur modèle global de dimensionnement en fatigue des joints soudés en aluminium. Cet apport présente un intérêt à la fois académique par la méthodologie développée, et industriel par la possibilité d'exploiter les résultats obtenus.

Les lois de comportement élastoplastique identifiées à l'aide du modèle CNN seront directement intégrées dans les modèles de simulation de Decathlon, afin de permettre une prise en compte différenciée des zones soudées par rapport au reste de la structure. Par ailleurs, les résultats des essais de fatigue multiaxiale seront également exploités dans des simulations en fatigue. L'objectif est de les intégrer dans un modèle capable de sélectionner la loi de Basquin appropriée en fonction du type de chargement appliqué en chaque point. Ainsi, les résultats issus des deux séries d'essais en fatigue multiaxiale constitueront les premiers éléments d'une base de données sur le comportement en fatigue des assemblages soudés soumis à différents types de sollicitations. En outre, la mise en évidence d'un faible niveau de contraintes résiduelles, de l'influence de la géométrie sur la répartition des contraintes et de la présence d'hétérogénéités dans les zones soudées, bien que non exploités directement, contribue à une meilleure compréhension des phénomènes locaux. Ces connaissances offrent des pistes de réflexion utiles en cas de défaillance d'un produit et participent, de manière globale, à une meilleure maîtrise de la production.

En définitive, cette thèse a permis d'établir les bases d'une compréhension multi-échelle et multi physique des mécanismes locaux impliqués dans l'endommagement en fatigue des assemblages soudés en aluminium.

Perspectives

Les travaux présentés dans cette thèse ouvrent de nombreuses perspectives pour approfondir la compréhension et la modélisation du comportement des assemblages soudés en aluminium, en particulier dans le contexte de la fatigue multiaxiale appliquée aux cadres de vélo.

Les analyses menées dans le premier chapitre suggèrent que des investigations à plus petite échelle seraient intéressantes. En effet, la réalisation d'essais de nano-indentation ciblés dans des zones spécifiques de la microstructure, telles que les concentrations de précipités de Mg_2Si le long des joints de grains en bordure des cordons ou les zones de variations locales de microstructure à l'intérieur même du cordon, permettrait de mieux quantifier les hétérogénéités à l'échelle microscopique. Parallèlement, la mise en œuvre d'analyses EDS plus fines contribuerait à caractériser plus précisément les variations locales de composition chimique à l'intérieur des différentes zones de la soudure. D'autre part, il serait pertinent de réaliser des essais de dureté avant le traitement thermique, cela permettrait de mieux repérer la ZAT et de confirmer que la dureté de celle-ci augmente effectivement pendant le traitement thermique T6. Ces analyses complémentaires permettraient ainsi de passer de la compréhension à l'échelle mésoscopique développée dans cette thèse à une analyse plus détaillée à l'échelle microscopique.

La réalisation de mesures de contraintes résiduelles par d'autres méthodes serait intéressante afin de connaître l'évolution du champ de contraintes résiduelles dans le volume du cordon de soudure. De plus, des mesures sur des cadres de vélo complet serait également pertinentes afin de prendre en compte l'étape de redressement des cadres après le soudage qui induit une déformation plastique et qui n'a pas lieu sur des éprouvettes comme celles testées dans cette thèse.

D'autre part, les essais de micro-traction instrumentée en stéréo-corrélation d'images numériques ont révélé une variabilité significative des propriétés mécaniques locales entre éprouvettes, mettant en évidence l'hétérogénéité intra-lot des soudures. La réalisation d'un plus grand nombre de ces essais permettrait de constituer une base de données plus étendue, offrant une représentation statistique robuste des propriétés locales et ouvrant la voie à l'intégration de la variabilité dans des approches probabilistes de prédiction de durée de vie. Bien que chronophages et complexes, ces essais pourraient être envisagés grâce à la méthodologie développée dans cette thèse, qui a démontré l'efficacité du couplage entre expérimentation, simulation et intelligence artificielle.

Afin d'approfondir encore la qualité des lois de comportement locales, une amélioration du modèle numérique associé aux essais de micro-traction pourrait être envisagée. Le modèle numérique développé, bien qu'ayant montré sa pertinence à l'échelle mésoscopique des différentes zones de la soudure, repose actuellement sur une loi de comportement bilinéaire simple. Son enrichissement, par l'introduction de lois constitutives plus complexes permettrait de représenter plus fidèlement le comportement local du cordon de soudure. Par ailleurs, la segmentation actuelle des zones, basée sur la microstructure, pourrait être affinée afin de prendre en compte un plus grand nombre de zones notamment dans le cordon de soudure afin

de mieux rendre compte des hétérogénéités internes à celui-ci. Le passage du modèle numérique 2D actuel vers un modèle 3D prenant également en compte les déformations hors plan serait pertinent afin d'être plus proche du cas expérimental pour lequel on a déjà accès à cette information via l'instrumentation en stéréo-corrélation d'images numérique. Enfin une extension du modèle d'intelligence artificielle pourrait être envisagée afin de prédire non seulement les propriétés mécaniques de chaque zone mais aussi la largeur de la ZAT. Cependant cette extension serait coûteuse en temps de calcul car elle nécessiterait d'avoir dans la base de données un grand nombre de largeurs de ZAT différentes et donc de multiplier d'un facteur 1000 la taille de la base de données.

Les observations expérimentales concernant l'influence du type de chargement sur la durée de vie suggèrent également d'étendre les campagnes d'essais à d'autres configurations, telles que la flexion ou d'autres combinaisons de sollicitations, afin d'obtenir une compréhension plus complète des phénomènes d'endommagement et d'enrichir la connaissance sur le comportement des zones soudées en fatigue multiaxiale. De plus, l'instrumentation par stéréo-corrélation d'images numériques sur ces essais serait également utile pour établir un lien entre les localisations de déformation, les sites d'amorce de fissures et le type de chargement. Ces mesures étaient initialement prévues dans cette thèse, malheureusement cette partie n'a pas pu être réalisée par manque de temps.

Une meilleure compréhension de l'influence du type de chargement sur les mécanismes d'endommagement pourrait être obtenue par l'étude approfondie des éprouvettes après fissuration. L'analyse post-mortem, notamment par fractographie, permettrait de localiser précisément les points d'amorçage des fissures et d'identifier les mécanismes de rupture associés. De plus, l'observation des faciès de rupture pourrait révéler des différences dans les régimes de propagation selon le type de chargement, mettant en évidence les zones soumises à des concentrations de contraintes particulières. En fonction des résultats des analyses par tomographie évoquées précédemment il pourra être pertinent de réaliser de nouveaux essais de fatigue pour la première série afin de comparer l'influence du type de chargement sur la durée de vie avec des lots d'éprouvettes présentant une qualité de soudure identique.

Enfin, la confrontation des résultats expérimentaux avec un critère de fatigue multiaxiale, tel que celui de Dang Van (Dang Van 1973, Dang Van et al. 2001), constituerait une piste intéressante. Une telle approche permettrait de rassembler l'ensemble des données issues de différents taux de biaxialité au sein d'un même cadre d'analyse, de prédire la tenue de l'assemblage sous des sollicitations combinées non testées expérimentalement, et de localiser les zones critiques dans un composant à l'aide de calculs par éléments finis. Pour cela, des essais supplémentaires doivent être menés afin de déterminer les paramètres caractéristiques de l'assemblage, notamment des essais en torsion pure et en flexion afin de déterminer les limites d'endurance suivant ces deux types de sollicitations. En effet, ces valeurs sont utilisées dans la mise en place du critère de Dang Van et sont inconnues à ce jour. De plus, il serait complexe de les estimer à partir des valeurs de l'aluminium 6061, en raison de la nature particulière des assemblages soudés, qui présentent de fortes variations de propriétés mécaniques au niveau du cordon.

Enfin, la perspective ultime de l'ensemble de ces travaux, serait le développement d'un modèle numérique de simulation en fatigue des cadres de vélo, prenant en compte les lois de comportement locales identifiées, les mesures des contraintes résiduelles et les résultats

expérimentaux de fatigue multiaxiale. Un tel modèle permettrait de prédire la durée de vie des cadres dans des conditions représentatives d'usage et d'optimiser leur conception structurelle, en ajustant les géométries et les épaisseurs pour améliorer la durabilité tout en maîtrisant la masse. Cette démarche constituerait une concrétisation directe des recherches menées, reliant l'étude fondamentale sur les éprouvettes aux applications industrielles.

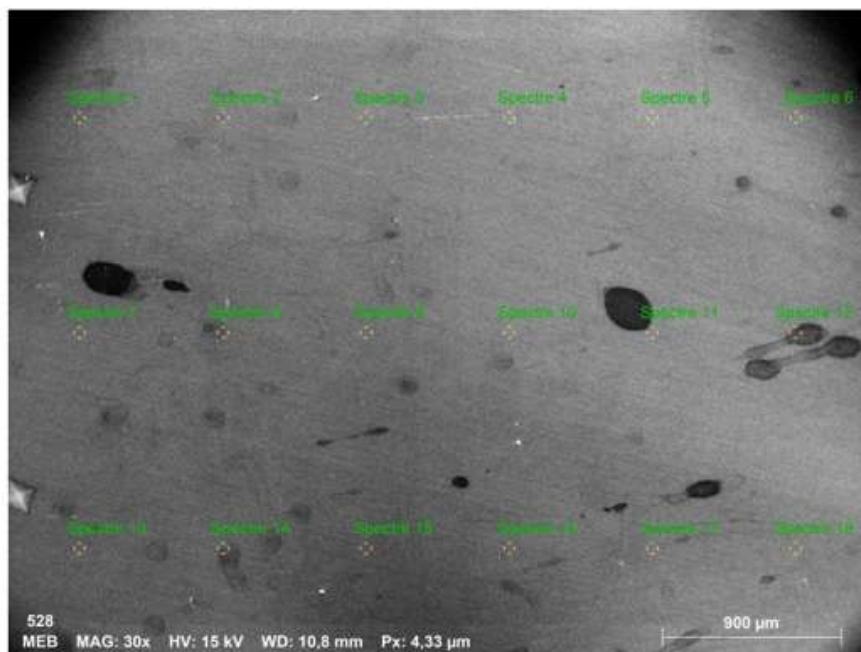
Annexes

Annexes 1 : résultats des analyses chimiques par EDS

Les figures suivantes montrent les résultats bruts des analyses chimiques par EDS présentées au chapitre 1. En plus de la composition chimique moyenne pour chaque zone étudiée, on a également les résultats des 18 mesures ponctuelles. On remarque des variations de composition importantes entre les différentes mesures ponctuelles et particulièrement dans le cordon de soudure, sur la teneur en silicium. Ces aspects n'ont pas été approfondis dans ce travail, car l'objectif était de définir des propriétés par zones, donc à une échelle mésoscopique. Cependant, il serait intéressant de travailler à une échelle plus fine afin d'étudier l'impact de ce manque d'homogénéité dans les compositions chimiques de ces alliages.

Composition chimique globale sur toute la zone

Elément	A	Net	Mass. [%]	Mass. norm. [%]	Atom. [%]	erreur abs. [%](1 sigma)	erreur rel. [%](1 sigma)
magnésium	12	3583	0,99	1,12	1,24	0,06	6,05
aluminium	13	271618	86,98	98,38	98,28	3,80	4,37
silicium	14	590	0,45	0,50	0,48	0,04	9,69
		Total	88,41	100,00	100,00		



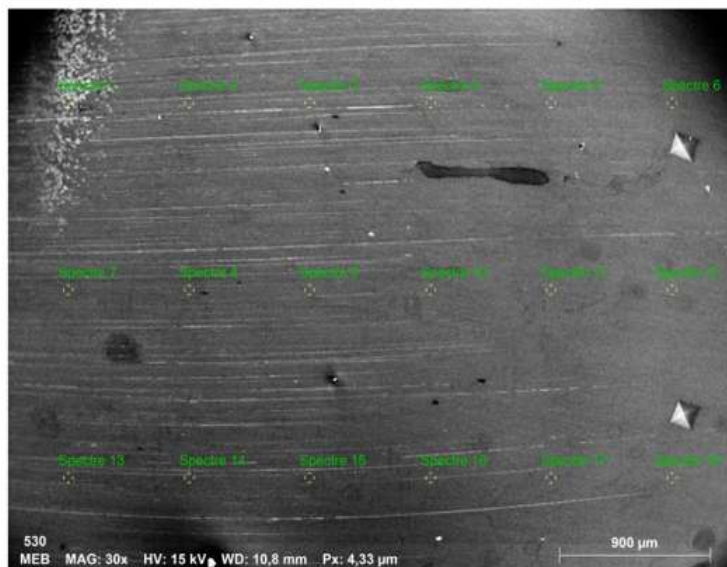
Teneur massique normalisée [%]

Spectrum	magnésium	aluminium	silicium
Spectre 1	0,99	98,73	0,28
Spectre 2	1,27	98,26	0,47
Spectre 3	1,39	97,97	0,63
Spectre 4	0,82	98,96	0,22
Spectre 5	1,45	98,14	0,41
Spectre 6	0,96	98,63	0,41
Spectre 7	0,89	98,41	0,70
Spectre 8	0,75	98,37	0,89
Spectre 9	1,25	97,99	0,76
Spectre 10	0,76	98,13	1,11
Spectre 11	1,44	97,98	0,58
Spectre 12	0,56	98,64	0,80
Spectre 13	0,45	99,06	0,50
Spectre 14	0,77	98,46	0,77
Spectre 15	0,56	98,90	0,53
Spectre 16	0,79	99,14	0,06
Spectre 17	0,73	98,36	0,90
Spectre 18	1,04	98,65	0,31

Figure 109 : Résultat de l'analyse chimique du métal de base.

Composition chimique globale sur toute la zone

Elément	A	Net	Mass. [%]	Mass. norm. [%]	Atom. [%]	erreur abs. [%](1 sigma)	erreur rel. [%] (1 sigma)
aluminium	13	271212	87,09	99,43	99,45	3,81	4,37
silicium	14	635	0,50	0,57	0,55	0,05	10,67
		Total	87,59	100,00	100,00		



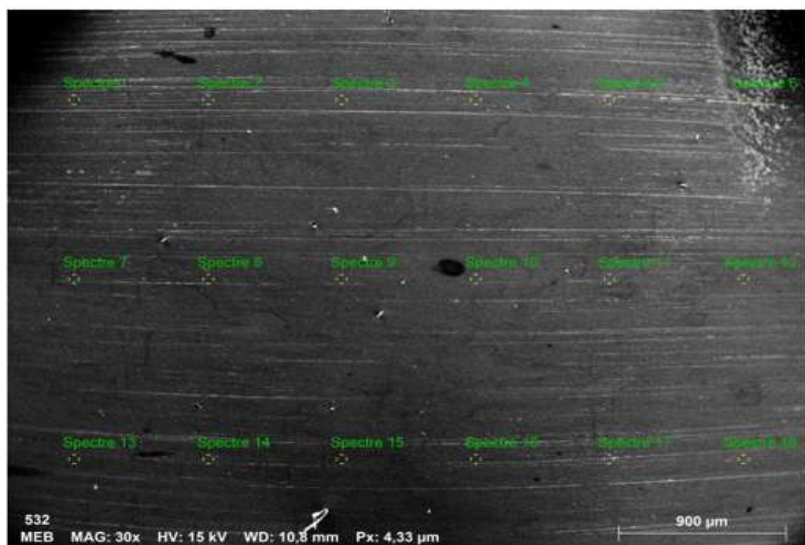
Teneur massique normalisée [%]

Spectrum	magnésium	aluminium	silicium
Spectre 1	1,72	97,33	0,95
Spectre 2	0,54	98,81	0,66
Spectre 3	1,33	98,24	0,43
Spectre 4	0,73	99,00	0,27
Spectre 5	1,03	98,04	0,93
Spectre 6	0,64	98,80	0,56
Spectre 7	0,77	98,93	0,30
Spectre 8	1,68	97,85	0,47
Spectre 9	1,19	97,14	1,67
Spectre 10	1,28	98,29	0,43
Spectre 11	0,76	98,91	0,33
Spectre 12	0,91	98,60	0,49
Spectre 13	0,65	98,60	0,75
Spectre 14	1,32	98,24	0,44
Spectre 15	0,76	98,62	0,62
Spectre 16	0,83	98,49	0,68
Spectre 17	0,65	98,60	0,75
Spectre 18	1,16	97,92	0,92

Figure 110 : Résultat de l'analyse chimique de la ZAT.

Composition chimique globale sur toute la zone

Elément	A	Net	Mass. [%]	Mass. norm. [%]	Atom. [%]	erreur abs. [%](1 sigma)	erreur rel. [%] (1 sigma)
magnésium	12	2543	0,91	1,07	1,19	0,06	6,57
aluminium	13	209294	80,71	95,70	95,71	3,66	4,54
silicium	14	3289	2,72	3,22	3,09	0,15	5,51
		Total	84,33	100,00	100,00		



Teneur massique normalisée [%]

Spectrum	magnésium	aluminium	silicium
Spectre 1	0,50	89,97	9,53
Spectre 2	0,60	97,36	2,04
Spectre 3	0,88	98,39	0,73
Spectre 4	4,23	94,32	1,46
Spectre 5	1,00	97,46	1,54
Spectre 6	0,84	98,50	0,66
Spectre 7	0,51	97,37	2,12
Spectre 8	0,36	75,80	23,84
Spectre 9	1,03	96,49	2,48
Spectre 10	1,35	98,08	0,58
Spectre 11	2,21	96,75	1,04
Spectre 12	0,78	98,25	0,97
Spectre 13	0,59	98,90	0,51
Spectre 14	0,74	96,85	2,41
Spectre 15	1,15	98,14	0,71
Spectre 16	1,17	87,19	11,64
Spectre 17	0,77	97,24	1,99
Spectre 18	0,88	98,66	0,46

Figure 111 : Résultat de l'analyse chimique du cordon de soudure.

Annexe 2 : Corrélation d'images numériques

L'algorithme de corrélation vise, en dernière instance, à estimer un champ de déplacements $u(x)$ qui minimise l'écart entre l'image de référence $f(x)$ et l'image déformée $g(x)$ ré-échantillonnée au moyen du déplacement estimé. Deux grandes familles d'approches coexistent : les méthodes par sous-ensembles (subset DIC) et les méthodes directes/variationnelles (optical-flow / Disflow).

Les méthodes directes (variational/optical flow), et en particulier la méthode Disflow utilisée dans ce travail (voir Caron, 2024), estiment de façon globale un champ dense $u(x)$ en minimisant une fonctionnelle d'énergie qui combine un terme de fidélité photométrique et un terme de régularisation spatiale.

Dans un cas idéal si le champ de déplacements est parfaitement correct, on a :

$$f(x) = g(x + u(x))$$

Malheureusement le problème de la corrélation d'image est un problème mal posé, notamment à cause du bruit des capteurs. Il est donc impossible de trouver un champ de déplacements U exact qui permet de passer d'une image à l'autre parfaitement. L'objectif est donc de minimiser l'erreur. C'est là qu'intervient la fonction de fidélité photométrique ρ définie comme :

$$\text{Erreur}(x) = \rho(f(x) - g(x + u(x)))$$

L'algorithme cherche à minimiser l'intégrale de cette erreur sur tout le domaine. La formulation générique s'écrit sous la forme :

$$\varepsilon_{[u]} = \int_{\Omega} \rho(f(x) - g(x + u(x))) dx + \alpha R(u)$$

Où ρ est la fonction de fidélité photométrique (par exemple $\rho(s) = s^2$ pour la norme L2 et $\rho(s) = |s|$ pour la norme L1), $R(u)$ est un terme de régularisation favorisant la continuité ou la parcimonie du champ (par exemple $R(u) = \int |\nabla u|^2$ pour une régularisation L2 ou $R(u) = \int |\nabla u|$ pour une régularisation L1 et α est le poids de régularisation.

Quelques conséquences pratiques de ce formalisme :

- La norme L2 favorise des solutions lisses mais sensibles aux valeurs aberrantes.
- La norme L1 est plus robuste aux outliers et conserve les discontinuités locales.
- La pénalité de Huber, utilisée dans Disflow, constitue un compromis entre les deux : elle se comporte comme une norme L2 pour les petites différences (donc lisse le bruit fin) et comme une norme L1 pour les grandes différences (donc évite d'être perturbée par des erreurs locales ou des défauts du mouchetis). Ce type de pénalisation améliore la stabilité de l'algorithme en conditions expérimentales réelles. Les paramètres clé de Disflow contrôlent directement ce compromis.

Sur le plan algorithmique, la minimisation est réalisée de manière itérative. L'idée est simple : on part d'une estimation initiale du champ de déplacements, puis on ajuste

progressivement les valeurs en cherchant à réduire l'énergie $\mathcal{E}_{[u]}$. Chaque itération corrige le champ en comparant l'image déformée recalée à l'image de référence, et cette opération est répétée jusqu'à stabilisation. Ce processus garantit que l'algorithme converge vers un champ de déplacements cohérent avec les images expérimentales tout en respectant le compromis imposé par la régularisation.

Ainsi, la méthode directe Disflow permet d'intégrer le contrôle du lissage et la robustesse face aux artefacts directement dans l'algorithme de corrélation, ce qui évite d'avoir recours à des filtres de post-traitement et assure une meilleure cohérence entre les variations mesurées et les déformations réelles.

Annexe 3 : Réseaux de neurones et machine learning

Fonctionnement d'un neurone artificiel

Un réseau de neurones artificiels (Artificial Neural Network ANN) est constitué d'unités de calcul appelées neurones. Chaque neurone reproduit, de manière simplifiée, le fonctionnement d'un neurone biologique : il reçoit plusieurs signaux en entrée, les combine, puis transmet un signal en sortie après application d'une fonction d'activation.

Mathématiquement, le neurone j reçoit en entrée un vecteur de valeurs x_i (provenant des données ou d'autres neurones). Chaque entrée est multipliée par un poids synaptique w_{ij} , qui représente l'importance relative de cette connexion. On ajoute également un biais b_j , permettant de décaler la fonction d'activation et d'améliorer la flexibilité du modèle.

La première étape consiste à calculer la somme pondérée des entrées :

$$net_j = \sum_{i=1}^n w_{ij}x_i + b_j$$

Ce terme net_j est ensuite transmis à une fonction d'activation φ qui décide de l'intensité du signal en sortie :

$$o_j = \varphi(net_j)$$

Ainsi, le neurone agit comme un filtre non linéaire : il transforme une combinaison linéaire des entrées en une sortie adaptée à la tâche (classification, régression, détection de motifs, etc.). La figure 112 illustre ce fonctionnement : les entrées x_i sont multipliées par les poids w_{ij} , additionnées pour former net_j , puis passées dans la fonction d'activation φ qui produit la sortie o_j .

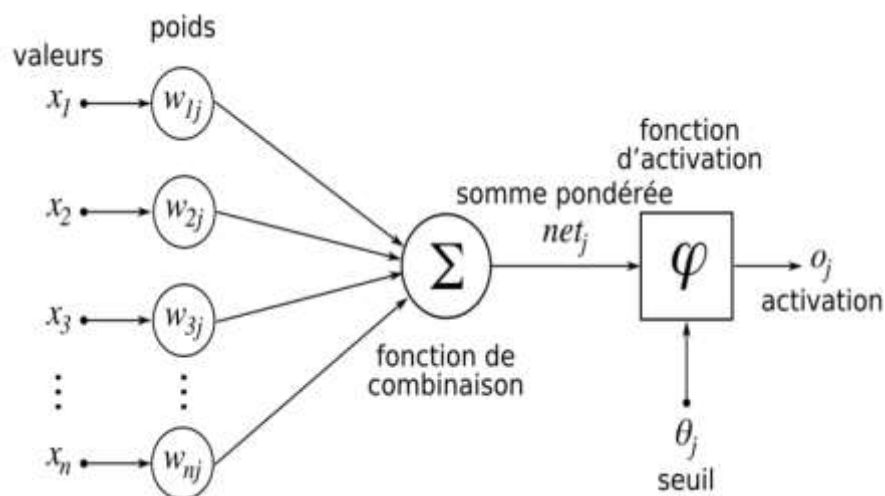


Figure 112 : Schéma de fonctionnement d'un neurone artificiel.

Le choix de la fonction d'activation ϕ est crucial car il introduit la non-linéarité nécessaire pour que le réseau apprenne des relations complexes. Voici les principales fonctions utilisées (Bouraya et Belangour, 2024) :

- **Fonction de marche** (Heaviside / Step function) : C'est la fonction la plus simple, historiquement utilisée dans le perceptron. Elle permet de modéliser un seuil mais ne permet pas l'apprentissage par descente de gradient car elle n'est pas dérivable. Elle est soit nulle en dessous de 0 soit égale à 1 au-dessus.
- **Sigmoïde** : Elle produit des valeurs comprises entre 0 et 1, utiles pour modéliser des probabilités. Son inconvénient est le problème de *vanishing gradient* : pour des entrées très grandes ou très petites, la dérivée devient quasi nulle, ce qui ralentit l'apprentissage.
- **ReLU** (Rectified Linear Unit) : C'est aujourd'hui l'une des fonctions les plus utilisées en deep learning. Simple, rapide à calculer, elle permet de limiter le vanishing gradient pour des valeurs positives. Toutefois, les neurones peuvent devenir inactifs si les poids les envoient toujours dans la partie négative (*dying ReLU*).
- **Leaky ReLU** (ReLU douce) : très semblable à la ReLU mais elle corrige le problème du *dying ReLU* en laissant passer une faible pente pour les valeurs négatives.

La figure 113 propose une illustration de ces fonctions d'activation :

Fonction "Marche/Heaviside"



$$f(x) = \begin{cases} 0 & \text{si } x < 0 \\ 1 & \text{si } x \geq 0 \end{cases}$$

Fonction Sigmoïde



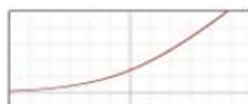
$$f(x) = \frac{1}{1 + e^{-x}}$$

Fonction "Unité de rectification linéaire" (ReLU)



$$f(x) = \begin{cases} 0 & \text{si } x < 0 \\ x & \text{si } x \geq 0 \end{cases}$$

Fonction "Unité de rectification linéaire douce" (SoftPlus)



$$f(x) = \ln(1 + e^x)$$

Figure 113 : Graphique et équation de fonctionnement des principales fonctions d'activation.

Le machine learning

Avant l'essor du deep learning, de nombreux travaux en mécanique se sont appuyés sur des modèles classiques de Machine Learning (ML). Ces approches reposent sur le principe fondamental de l'apprentissage supervisé : à partir d'un ensemble de données d'entrée (par exemple des paramètres matériaux, des conditions de chargement ou des descripteurs issus de mesures) et de sorties correspondantes (déformations, contraintes, etc.), le modèle cherche à apprendre une fonction de mapping entre les deux.

En termes théoriques, un modèle de ML agit comme un interpolateur : il s'agit d'une fonction mathématique ou statistique qui vise à approcher la véritable relation (souvent inconnue) entre les variables d'entrée et les sorties. Cet interpolateur peut être simple (ex. une régression linéaire), ou très complexe (ex. une combinaison non linéaire d'arbres de décision ou de noyaux gaussiens).

L'optimisation de l'architecture repose sur la minimisation d'une fonction de coût (loss function), qui mesure l'écart entre la prédiction du modèle et la valeur réelle. Dans les problèmes de mécanique, les fonctions de coût les plus utilisées sont :

- **L'erreur quadratique moyenne (MSE)**, qui pénalise fortement les grandes erreurs,
- **L'erreur absolue moyenne (MAE)**, qui est plus robuste aux valeurs extrêmes.

Les modèles de machine learning classiques utilisent différents types d'approximateurs :

- **Régressions linéaires ou polynomiales** qui supposent une relation analytique relativement simple entre entrées et sorties. Leur fonction de coût est généralement optimisée par une solution analytique (moindres carrés).
- **Méthodes à noyaux** comme les SVM ou la régression par processus gaussiens (GPR), qui projettent les données dans des espaces de dimension supérieure afin de capturer des relations non linéaires. Dans ce cas, l'optimisation consiste à ajuster les hyperparamètres du noyau (largeur de gaussienne, pénalisation, etc.) pour minimiser la fonction de coût.
- **Méthodes ensemblistes** (forêts aléatoires, boosting) qui combinent plusieurs modèles élémentaires pour améliorer la robustesse et réduire le surapprentissage.

Ces méthodes ont montré une grande efficacité pour des problèmes bien structurés, mais restent limitées dès lors que les données deviennent massives, bruitées, non structurées et fortement non linéaires comme c'est par exemple le cas des images brutes ou des champs de déformations complets. C'est dans ce contexte qu'intervient le Deep Learning (DL), qui s'appuie sur des réseaux de neurones profonds composés de multiples couches successives.

Annexe 4 : Montage expérimental des essais de fatigue biaxiale

Pièces du montage et adaptation des éprouvettes aux mors de la machine

Afin d'adapter les tubes soudés bout à bout aux mors de la machine d'essai, un montage spécifique a été conçu. Celui-ci est constitué de deux têtes usinées, de deux manchons de serrage et de l'éprouvette. Les têtes, inspirées de la géométrie des éprouvettes en forme d'altère ont été réalisées en trois parties distinctes. La base est dimensionnée pour s'adapter parfaitement à la forme des mors, tandis qu'un premier épaulement reprend le diamètre extérieur des tubes. Enfin, un épaulement de diamètre équivalent au diamètre intérieur des éprouvettes assure leur insertion et leur appui. Ainsi, lors du montage, les tubes sont enfilés sur les têtes jusqu'à cet épaulement, garantissant un positionnement précis et limitant le jeu.

Pour assurer la transmission des efforts, deux manchons de serrage ont été utilisés. Il s'agit de manchons de marque Ruland, modifiés par usinage afin d'obtenir un diamètre intérieur de 31,8 mm, identique à celui des tubes et de la première partie des têtes. Lors de la mise en place, chaque manchon recouvre simultanément une partie de la tête et une partie de l'éprouvette, ce qui permet d'assurer une continuité mécanique et un serrage homogène entre les différents éléments. C'est le serrage des manchons qui permet la transmission des efforts depuis les têtes, qui sont liées au mors de la machine, vers les éprouvettes. La figure 114 ci-dessous présente les différentes pièces du montage et leur assemblage.

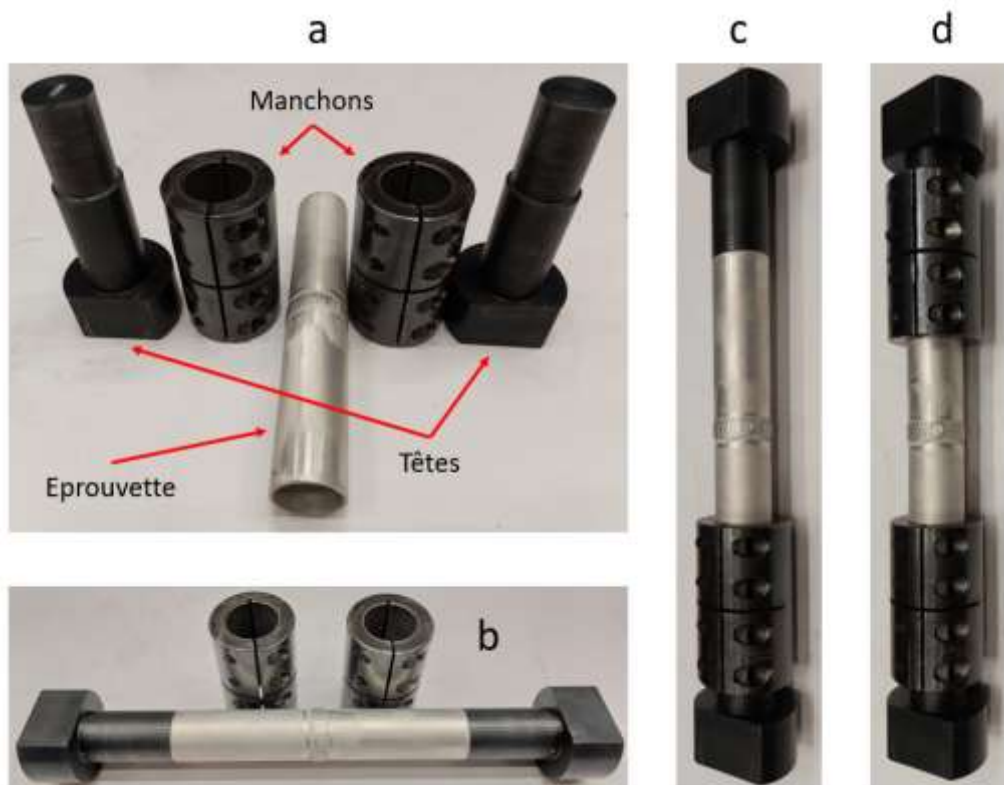


Figure 114: Adaptation des éprouvettes sur les mors. (a) pièces du montage, (b) insertion des têtes dans l'éprouvette, (c) mise en place du premier manchon et (d) assemblage complet

Enfin, l'éprouvette est coaxiale avec les mors de la machine grâce à l'usinage précis des têtes. Cette conception garantit un alignement entre l'axe de la machine et celui de l'éprouvette, condition indispensable pour éviter l'introduction de contraintes parasites et assurer une transmission fidèle des efforts.

Procédure de montage d'une éprouvette

Le montage expérimental de ces essais a été réalisé en utilisant la conception des mors, de la cale pentée et de la plaque de pression développée par V. Aubin au cours de sa thèse (Aubin 2001), avec des adaptations pour nos tubes soudés bout à bout. La procédure de montage suit plusieurs étapes successives pour garantir la coaxialité et la sécurité de l'ensemble.

Dans un premier temps, les têtes sont montées dans les mors de la machine. L'usinage précis des diamètres (tolérance de 0.02 mm) et le centrage long assurent une excellente coaxialité entre les têtes et les mors. Ensuite, une cale pentée est positionnée pour bloquer la rotation et permettre la transmission du couple. Une plaque de pression fendue est ensuite vissée par-dessus afin de bloquer la translation des têtes et de transmettre les efforts de traction. Après ces trois étapes, les têtes sont complètement immobilisées dans les mors de la machine. La figure 115 ci-dessous montre les différentes étapes de montage des têtes dans les mors. Les têtes sont fixées définitivement au début des essais et ne seront plus démontées ensuite pour chaque éprouvette.

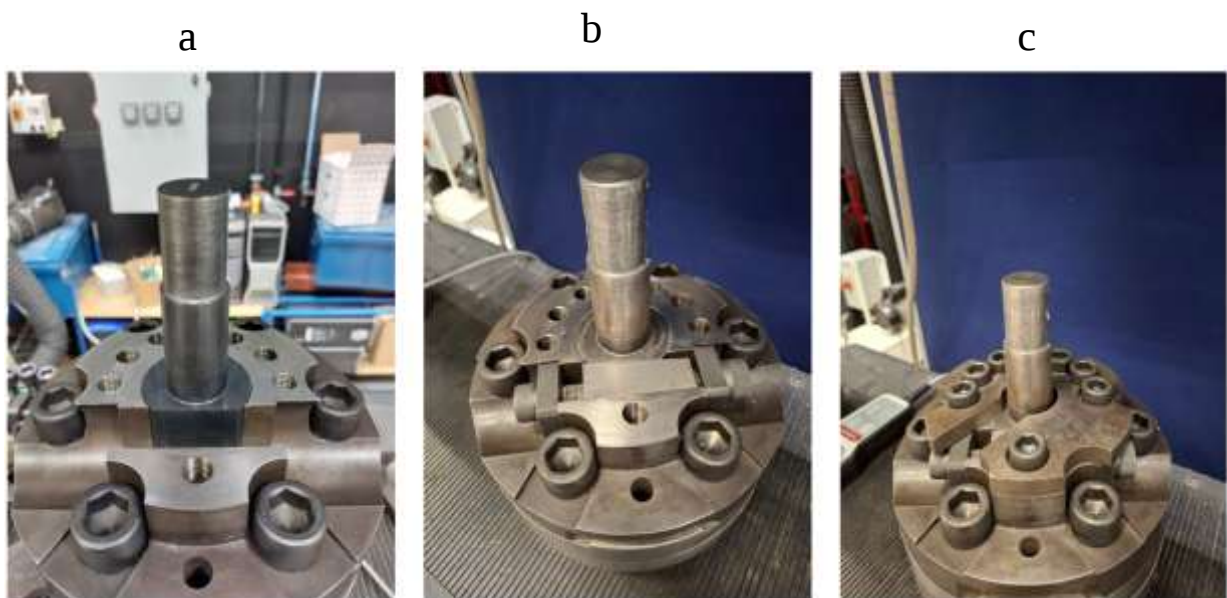


Figure 115 : Montage des têtes dans les mors. (a) la tête seule dans le mors inférieur, (b) l'ajout de la cale pentée pour bloquer la rotation et (c) le vissage de la plaque de pression pour bloquer la translation

La conception du mors inférieur inclut un système de réglage sur deux axes, inspiré du principe du joint de Oldham, permettant d'ajuster la coaxialité entre les deux mors si nécessaire. Cette particularité permet de rattraper les défauts de coaxialité des éprouvettes et d'adapter

légèrement le montage d'une éprouvette à l'autre afin d'éviter d'introduire des efforts parasites. Une fois les têtes montées, l'éprouvette avec son manchon inférieur est insérée dans le mors inférieur et le manchon est serré. Les vis des manchons sont serrées avec un couple contrôlé de 26 Nm afin de garantir un serrage homogène. Après montage de l'éprouvette dans le mors inférieur, le joint Oldham est relâché et l'éprouvette est déplacée à l'aide de la machine pour être insérée dans la tête fixée sur le mors supérieur. Une fois l'éprouvette en place, le joint Oldham est resserré, puis les vis du deuxième manchon sont serrées pour assurer l'immobilisation complète. La figure 116 présente les étapes suivantes pour le montage d'une éprouvette. Sur ces images on peut remarquer que des goupilles ont été ajoutées au montage, elles ne sont utiles que pour les essais réalisés avec des efforts importants. En effet, pour les essais réalisés avec des niveaux d'efforts élevés, un glissement de l'éprouvette dans les manchons apparaissait au bout de quelques centaines de cycles ce qui perturbait la détection de fissures.

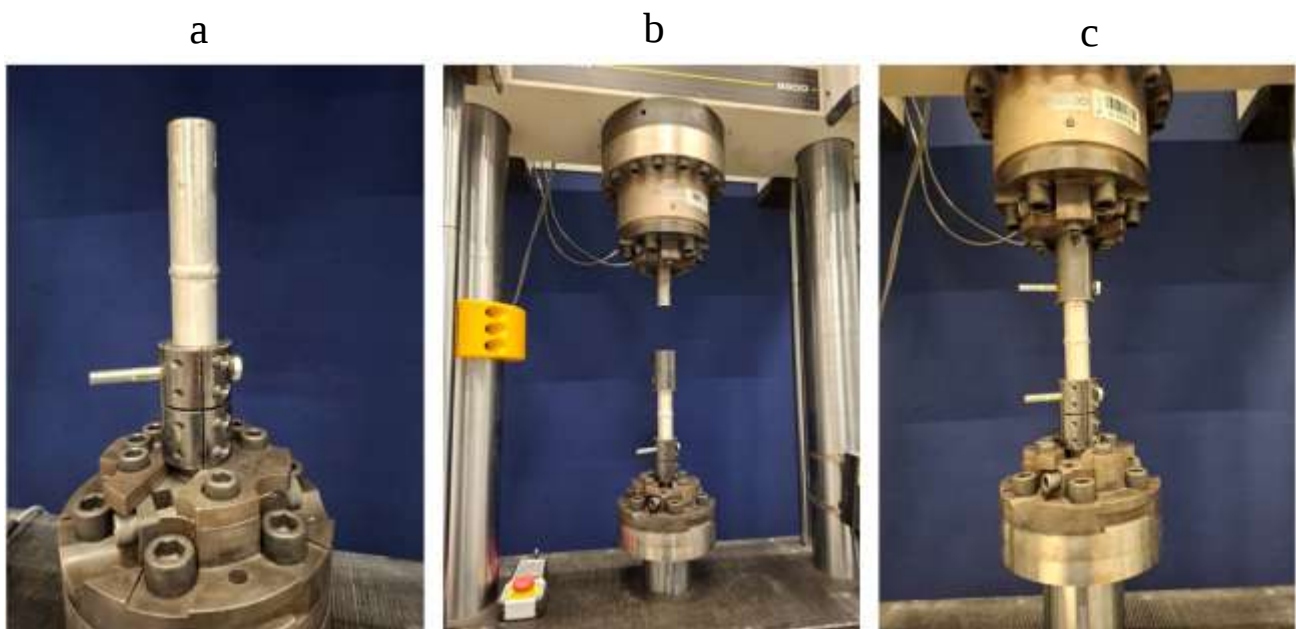


Figure 116 : Montage d'une éprouvette : (a) montage sur le mors inférieur avec le premier manchon, (b) utilisation du mors inférieur pour insérer l'éprouvette dans la tête supérieure et (c) montage complet.

Tout au long de la procédure de montage, des sécurités limitées à 5 kN en traction/compression et 50 Nm en torsion sont appliquées. Ces protections garantissent que, en cas d'erreur de manipulation, la machine s'arrête automatiquement avant de pouvoir endommager l'éprouvette. Ce montage assure ainsi la transmission correcte des efforts de traction et de torsion tout en maintenant la précision géométrique et la sécurité de l'essai.

Bibliographie

- Arhumah, Z., Pham, X.-T., 2024. Microstructure and Thermal Mechanical Behavior of Arc-Welded Aluminum Alloy 6061-T6. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 8. <https://doi.org/10.3390/jmmp8030110>
- Aubin, V., 2001. Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel (PhD Thesis), Ecole centrale de Lille.
- Bannantine, J.A., Comer, J.J., Handrock, J.L., 1990. *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*. Prentice Hall.
- BARRALIS, J., CASTEX, L., MAEDER, G., 1999. Précontraintes et traitements superficiels. *Techniques de l'ingénieur Traitements des métaux*. <https://doi.org/10.51257/a-v2-m1180>
- Basquin, O.H., 1910. The Exponential Law of Endurance Tests. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials* 10, 625–630.
- Bessa, M.A., Bostanabad, R., Liu, Z., Hu, A., Apley, D.W., Brinson, C., Chen, W., Liu, W.K., 2017. A framework for data-driven analysis of materials under uncertainty: Countering the curse of dimensionality. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 320, 633–667. <https://doi.org/10.1016/j.cma.2017.03.037>
- Blaber, J., Adair, B., Antoniou, A., 2015. Ncorr: open-source 2D digital image correlation Matlab software. *Experimental Mechanics* 55, 1105–1122. <https://doi.org/10.1007/s11340-015-0009-1>
- Bornert, M., Brémand, F., Doumalin, P., Dupré, J.C., Fazzini, M., Grédiac, M., Hild, F., Mistou, S., Molimard, J., Orteu, J.J., Robert, L., Surrel, Y., Vacher, P., Wattrisse, B., 2009. Assessment of digital image correlation measurement errors: Methodology and results. *Experimental Mechanics* 49, 353–370. <https://doi.org/10.1007/s11340-008-9204-7>
- Bouraya, S., Belangour, A., 2024. A comparative analysis of activation functions in neural networks: unveiling categories. *Bulletin of Electrical Engineering and Informatics* 13, 3301–3308.
- Boyce, M., Parks, D., Argon, A., 2000. *Mechanical Behavior of Materials*. Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ.
- BRISSET, F., RUSTE, J., 2024. Microscopie électronique à balayage - Principe et équipement. *Techniques de l'Ingénieur P865 v4*. <https://doi.org/10.51257/a-v4-p865>
- Broitman, E., 2016. Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale: A Critical Overview. *Tribology Letters* 65, 23. <https://doi.org/10.1007/s11249-016-0805-5>
- Calvo-García, E., del Val, J., Riveiro, A., Valverde-Pérez, S., Álvarez, D., Román, M., Magdalena, C., Badaoui, A., Pou-Álvarez, P., Comesaña, R., 2024. The Influence of Shot Peening Media on Surface Properties and Fatigue Behaviour of Aluminium Alloy 6082 T6. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 8. <https://doi.org/10.3390/jmmp8050192>

- Caron, E., 2024. Mesures stéréoscopiques à l'échelle de la microstructure: application aux phénomènes hors plan dans un polycristal métallique (PhD Thesis). Centrale Lille.
- Caron, E., Witz, J.-F., Cuvier, C., Beaurain, A., Magnier, V., El Bartali, A., 2023. PyCaSo: Python module for calibration of cameras by Soloff's method. *SoftwareX* 23, 101515. <https://doi.org/10.1016/j.softx.2023.101515>
- Carpinteri, A., Spagnoli, A., Vantadori, S., 2017. A review of multiaxial fatigue criteria for random variable amplitude loads. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40, 1007–1036. <https://doi.org/10.1111/ffe.12619>
- Chaboche, J.-L., 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity* 24, 1642–1693. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2008.03.009>
- Chaboche, J.L., 1989. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity* 5, 247–302. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90015-6](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90015-6)
- Chandran, K.S.R., 2016. *Fatigue of Materials: Advanced and Emerging Topics*. Springer.
- Chen, Z., Duan, Y., Wang, P., Qian, H., 2022. Residual Stress Redistribution Analysis in the Repair Welding of AA6082-T6 Aluminum Alloy Joints: Experiment and Simulation. *Materials* 15. <https://doi.org/10.3390/ma15186399>
- Chiocca, A., Frendo, F., Aiello, F., Bertini, L., 2022. Influence of residual stresses on the fatigue life of welded joints. Numerical simulation and experimental tests. *International Journal of Fatigue* 162, 106901. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106901>
- Cloud, G., 2010. *Optical Methods of Engineering Analysis*. Cambridge University Press.
- Constantinescu, A., Dang Van, K., Maitournam, H., 2003. A unified analysis for low and high cycle fatigue based on shakedown concepts. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 26, 561–568. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2003.00694.x>
- Couty, V., Witz, J.-F., Martel, C., Bari, F., Weisrock, A., 2021. CRAPPY: Command and Real-Time Acquisition in Parallelized Python, a Python module for experimental setups. *SoftwareX* 16, 100848. <https://doi.org/10.1016/j.softx.2021.100848>
- Crossland, B., 1956. Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel, in: *Proceedings of the International Conference on Fatigue of Metals*. Institution of Mechanical Engineers, London, pp. 138–149.
- Dally, J.W., Riley, W.F., 1991. *Experimental Stress Analysis*, 3rd ed. McGraw-Hill.
- Dang Van, K., 1973. Sur la résistance à la fatigue des métaux. *Sciences et Techniques de l'Armement* 47.
- Dang Van, K., Bignonnet, A., Fayard, J.-L., Janosch, J.-J., 2001. Assessment of Welded Structures by a Local Multiaxial Fatigue Approach. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 24, 369–376. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2001.00399.x>
- Davey, T., Edwards, L., Bouchard, P.J., 2015. Applications of neutron diffraction to residual stress measurement. *International Materials Reviews* 60, 389–412. <https://doi.org/10.1179/1743280415Y.0000000002>

- Dieter, G.E., Bacon, D.J., 2017. Mechanical Metallurgy, 3rd ed. ed. McGraw-Hill Education, McGraw-Hill Education.
- Dowling, N.E., 2012. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue, 4th ed. Pearson, Boston, MA.
- Duraipandi, P., al, et, 2024. High cycle fatigue life prediction of aluminum alloy using machine learning approaches. Materials Today: Proceedings. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2024.04.112>
- Duraipandi, R., Babu, M.N., Moitra, A., 2024. Effect of Load Ratio on Fatigue Crack Growth Behavior of SS316LN using Two-Parameter (ΔK and K_{max}) Model. Journal of Materials Engineering and Performance 33, 12948–12958. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09565-6>
- Effect of Load Ratio on Fatigue Crack Growth Behavior of SS316LN using Two-Parameter (ΔK and K_{max}) Model, 2024. . Journal of Materials Engineering and Performance. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-08972-1>
- François, M., Le Joncour, L., Montay, G., 2015. External Reference Samples for Residual Stress Analysis by X-Ray Diffraction. Journal of Materials Science 50, 7925–7935. <https://doi.org/10.1007/s11041-015-9746-1>
- Geng, P., Morimura, M., Wu, S., Liu, Y., Ma, Y., Ma, N., Aoki, Y., Fujii, H., Ma, H., Qin, G., 2022. Prediction of residual stresses within dissimilar Al/steel friction stir lap welds using an Eulerian-based modeling approach. Journal of Manufacturing Processes 79, 340–355. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.05.001>
- Goldstein, J.I., Newbury, D.E., Joy, D.C., Lyman, C.E., Echlin, P., Lifshin, E., Colton, R.J., Sawyer, J., 2017. Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, 4th ed. ed. Springer, Springer.
- Grubb, D.T., Withers, P.J., Webster, G.A., 2007. Residual stress measurement using synchrotron radiation. In: Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation (2nd Ed.) 89–112.
- GUO, J., FU, H., PAN, B., KANG, R., 2021. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. Chinese Journal of Aeronautics 34, 54–78. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2019.10.010>
- Hatch, J.E., 1990. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. ASM International, ASM International.
- Hensel, J., Nitschke-Pagel, T., Dilger, K., 2016. Effects of residual stresses and compressive mean stresses on the fatigue strength of longitudinal fillet-welded gussets. Welding in the World 60, 267–281. <https://doi.org/10.1007/s40194-015-0284-6>
- Hertzberg, R.W., Vinci, R.P., Hertzberg, J.L., 2012. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 5th ed. Wiley.
- Hirose, A., Kurosawa, N., Kobayashi, K.F., Todaka, H., Yamaoka, H., 1999. Quantitative evaluation of softened regions in weld heat-affected zones of 6061-T6 aluminum alloy—Characterizing of the laser beam welding process. Metallurgical and Materials Transactions A 30, 2115–2120. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0022-z>

- Hooke, R., 1678. *De Potentia Restitutiva, or of Spring: Explaining the Power of Springing Bodies*. John Martyn, London.
- Hutchings, M.T., Withers, P.J., Holden, T.M., Lorentzen, T., 2005. *Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction*. CRC Press.
- Kellermann, R., Klein, H.-C., 1955. *Investigations on the influence of friction on the clamp force and the tightening torque of bolted joints*, R. Konstruktion. Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg.
- Kingma, D.P., Ba, J., 2015. Adam: A Method for Stochastic Optimization. arXiv preprint arXiv:1412.6980.
- Krawitz, A.D., 2001. *Introduction to diffraction in materials science and engineering*. Wiley-Interscience.
- Krizhevsky, A., Sutskever, I., Hinton, G.E., 2012. ImageNet Classification with Deep Convolutional Neural Networks, in: *Advances in Neural Information Processing Systems (NeurIPS)*. pp. 1097–1105. <https://doi.org/10.1145/3065386>
- LeCun, Y., Bengio, Y., Hinton, G., 2015. Deep Learning. *Nature* 521, 436–444. <https://doi.org/10.1038/nature14539>
- LeCun, Y., Bottou, L., Bengio, Y., Haffner, P., 1998. Gradient-Based Learning Applied to Document Recognition. *Proceedings of the IEEE* 86, 2278–2324. <https://doi.org/10.1109/5.726791>
- Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., 1990. *Mechanics of Solid Materials*. Cambridge University Press.
- Lin, C.-C., Huang, S.-J., Liu, C.-C., 2017. Structural analysis and optimization of bicycle frame designs. *Advances in Mechanical Engineering* 9, 1687814017739513. <https://doi.org/10.1177/1687814017739513>
- Lindgren, L.-E., 2007. *Computational Welding Mechanics: Thermomechanical and Microstructural Simulations*. Woodhead Publishing.
- Maddox, S.J., Razmjoo, G.R., 2001. Interim fatigue design recommendations for fillet welded joints under complex loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 24, 913–923. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.2001.00395.x>
- Maisonnnette, D., Suery, M., Nelias, D., Chaudet, P., Epicier, T., 2011. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A* 528, 2718–2724. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.011>
- Mangalagiri, R., Kumar, T.R., 2019. Comparative Study of Different Filler Materials on Aluminium Alloys using TIG Welding. *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)* 8.
- Manson, S.S., 1965. Fatigue: A Complex Subject—Some Simple Approximations. *Experimental Mechanics* 5, 193–226. <https://doi.org/10.1007/BF02321056>
- Marion, L., 2021. Investigation of residual stress development and mitigation strategies in high strength alloy welding. *International Journal of Welding Science* 2, 1–7.

- Messler, Jr., Robert W., 2004. Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy. John Wiley & Sons.
- Ministère de la Transition écologique et de la cohésion des territoires, 2023. Enquête nationale « Usage du vélo » – Résultats 2023. Direction générale des infrastructures, des transports et de la mobilité. Récupéré de :
https://www.ecologie.gouv.fr/sites/default/files/documents/DGITM_Enquete%20Nationale%20-%20Usage%20du%20VELO%20Resultats%202023_0.pdf
- Mohammed, M.M., 2024. Fundamental Drivers of Metal Fatigue Failure and Performance. Multidisciplinary Materials Chronicles 1, 49–61.
<https://doi.org/10.62184/mmc.jmmc110020245>
- Motamedi, N., Magnier, V., Wannous, H., 2024. Deep learning identifies transversely isotropic material properties using kinematics fields. Computational Materials Science 222, 111014.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2022.111014>
- Murakami, Y., 2002. Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. Elsevier.
- Murakawa, H., Ueda, Y., Ohta, A., 2012. Welding residual stress and distortion: Prediction and control. Elsevier.
- Noyan, I.C., Cohen, J.B., 1987. Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation. Springer, New York. <https://doi.org/10.1007/978-1-4612-1063-3>
- Nunes Jr., A.C., 2006. An approach to the weldability of aluminium alloys. Welding Journal 85, 30–35.
- Pan, B., Qian, K., Xie, H., Asundi, A., 2009. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review. Measurement Science and Technology 20, 062001. <https://doi.org/10.1088/0957-0233/20/6/062001>
- Papadopoulos, I.V., 1987. Fatigue polycyclique des métaux : une nouvelle approche (Thèse de doctorat). École Nationale des Ponts et Chaussées, Paris, France.
- Paris, P.C., Erdogan, F., 1963. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of Basic Engineering 85, 528–533. <https://doi.org/10.1115/1.3656900>
- Peters, W.H., Ranson, W.F., 1982. Digital imaging techniques in experimental stress analysis. Optical Engineering 21, 427–431. <https://doi.org/10.1117/12.7972925>
- Polmear, I.J., StJohn, D.H., Nie, J.F., Qian, M., 2017. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals, 5th ed. ed. Elsevier, Butterworth-Heinemann.
- Post, D., 1994. Moire Interferometry. Springer.
- Prime, M.B., 2001a. Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the deformation caused by a cut. Journal of Engineering Materials and Technology 123, 162–168.
<https://doi.org/10.1115/1.1345526>
- Prime, M.B., 2001b. Residual stress measurement by successive extension of a slot: The crack compliance method. Applied Mechanics Reviews 54, 1–17. <https://doi.org/10.1115/1.1344908>

- Prime, M.B., DeWald, A.T., 2013. The Contour Method, in: Practical Residual Stress Measurement Methods. John Wiley & Sons, Ltd, pp. 109–138. <https://doi.org/10.1002/9781118402832.ch5>
- Puydt, Q., 2012. Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture (Thèse de doctorat). Université Grenoble, Grenoble, France.
- Qi, X., Liu, T., Shi, X., others, 2021. A sectional critical plane model for multiaxial high-cycle fatigue life prediction. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 44, 689–704. <https://doi.org/10.1111/ffe.13386>
- Ramard, C., Pilvin, P., Carron, D., Bridier, F., 2019. Caractérisation et analyse séquentielle des contraintes résiduelles d'un joint soudé multipasse en acier HLES, in: 24ème Congrès Français de Mécanique (CFM 2019). Brest, France.
- Robinson, J.S., Tanner, D.A., Ferguson, C.B., 2008. Measurement and prediction of residual stresses in aluminium alloy 7010 forgings. *Materials Science and Engineering: A* 498, 64–71. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.038>
- Rossi, G., Sciammarella, C.A., 1996. Electronic Speckle Pattern Interferometry (ESPI) for full-field displacement measurements. *Experimental Mechanics* 36, 117–125. <https://doi.org/10.1007/BF02327964>
- Roters, F., Eisenlohr, P., Hantcherli, L., Tjahjanto, D.D., Bieler, T.R., Raabe, D., 2010. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications. *Acta Materialia* 58, 1152–1211. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.058>
- Rumelhart, D.E., Hinton, G.E., Williams, R.J., 1986. Learning representations by back-propagating errors. *Nature* 323, 533–536. <https://doi.org/10.1038/323533a0>
- Salloomi, K.N., Al-Sumaidae, S., 2021. Coupled Eulerian–Lagrangian prediction of thermal and residual stress environments in dissimilar friction stir welding of aluminum alloys. *Journal of Advanced Joining Processes* 3, 100052. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2021.100052>
- Salvati, E., 2024. Evaluating fatigue onset in metallic materials: Problem, current focus and future perspectives. *International Journal of Fatigue* 188, 108487. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108487>
- Schajer, G.S., Whitehead, P.S., 2013. Hole Drilling and Ring Coring, in: Practical Residual Stress Measurement Methods. John Wiley & Sons, Ltd, pp. 29–64. <https://doi.org/10.1002/9781118402832.ch2>
- Schijve, J., 2009. *Fatigue of Structures and Materials*, 2nd ed. Springer, Dordrecht, Netherlands.
- Schreier, H., Sutton, M.A., 2002. Systematic errors in digital image correlation: calibration and displacement measurement errors, in: SEM Annual Conference.
- Schreier, H.W., Sutton, M.A., 2000. Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions. *Experimental Mechanics* 40, 303–310. <https://doi.org/10.1007/BF02326485>
- Simo, J.C., Hughes, T.J.R., 1998. *Computational Inelasticity*. Springer, New York.

- Sines, G., 1959. Behavior of metals under complex static and alternating stresses. NACA Report TN-3495.
- Smith, D.J., 2013. Deep Hole Drilling, in: Practical Residual Stress Measurement Methods. John Wiley & Sons, Ltd, pp. 65–87. <https://doi.org/10.1002/9781118402832.ch3>
- Society, A.W., 2014. Welding Aluminum: Questions and Answers, 3rd ed. American Welding Society.
- Soloff, S.M., Chu, T.C., Sutton, M.A., 1997. Digital image correlation using Newton-Raphson method of partial differential correction. *Experimental Mechanics* 37, 319–326. <https://doi.org/10.1007/BF02317795>
- Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 2017.
- Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, 2016.
- Staron, P., Vaidya, W.V., Koçak, M., Homeyer, J., Hackius, J., 2006. Residual Stresses in Laser Beam Welded Butt Joints of the Airframe Aluminium Alloy AA6056, in: Residual Stresses VII, ECRS7, Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, pp. 413–418. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.524-525.413>
- Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R.R., Fuchs, H.O., 2000. Metal Fatigue in Engineering, 2nd ed. Wiley-Interscience, New York, NY.
- Suresh, S., 2004. Fatigue of Materials, 2nd ed. ed. Cambridge University Press, Cambridge University Press.
- Sutton, M.A., Orteu, J.-J., Schreier, H., 2009. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications. Springer.
- Tabor, D., 2000. The Hardness of Metals. Oxford University Press, Oxford, UK.
- Tan, C.F., Said, M.R., 2009. Effect of Hardness Test on Precipitation Hardening Aluminium Alloy 6061-T6. *Chiang Mai Journal of Science* 36, 276–286.
- Timoshenko, S.P., Goodier, J.N., 1951. Theory of Elasticity, 2nd ed. McGraw-Hill, New York.
- Tomaszewski, T., Szala, G., Macha, E., 2020. Statistical Size Effect in Fatigue Properties for Mini-Specimens. *Materials* 13, 2384. <https://doi.org/10.3390/ma13102384>
- Voce, E., 1955. A Practical Strain-Hardening Function. *Metallurgia - The British Journal of Metals* 51, 219–226.
- Welding Handbook, Volume 1: Welding Technology, 9th ed, 2011. . American Welding Society.
- Wicke, J., Scholtes, B., Altenbach, H., 2020. Multiscale nature of residual stresses: From generation mechanisms to modeling and experimental assessment. *Materials* 13, 1087. <https://doi.org/10.3390/ma13051087>
- Withers, P.J., Bhadeshia, H.K.D.H., 2008. Residual stress and its measurement. Materials Science Foundation / Techna Group.
- Wöhler, A., 1870. Ueber die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. *Zeitschrift für Bauwesen* 20, 73–106.

- You, B.-R., Lee, S.-B., 1996. A critical review on multiaxial fatigue assessments of metals. *International Journal of Fatigue* 18, 235–244. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(96\)00002-3](https://doi.org/10.1016/0142-1123(96)00002-3)
- Zettlemoyer, N., 1976. Stress concentration and fatigue of welded details (Ph.D. dissertation). University of Illinois at Urbana-Champaign.
- Zhang, T., Chen, J., Gong, H., Li, H., 2023. Study on Residual Stresses of 2219 Aluminum Alloy with TIG Welding and Its Reduction by Shot Peening. *Metals* 13. <https://doi.org/10.3390/met13091581>
- Zhang, W., Yang, H., Zhuang, X., Wu, H., Zhao, Z., 2022. Comparative study of various hardening models for the prediction of plastic responses under strain path change conditions. *International Journal of Material Forming* 15. <https://doi.org/10.1007/s12289-022-01673-9>
- Zhang, Z., 2000. A Flexible New Technique for Camera Calibration. *Pattern Analysis and Machine Intelligence, IEEE Transactions on* 22, 1330–1334. <https://doi.org/10.1109/34.888718>
- Zhao, P., Tuo, L., Zhang, H., Sun, Z., Ren, S., Yuan, G., Zheng, Z., 2025. Analysis of fatigue performance of metallic components with gradient microstructures. *Crystals* 15.
- Zhou, G., Liu, B., Song, W., Li, H., Kuang, J., Qiu, M., 2022. Controlling Welding Residual Stress and Distortion of High-Strength Aluminum Alloy Thin Plates by a Trailing Hybrid High-Speed Gas Fluid Field. *Materials (Basel)* 15. <https://doi.org/10.3390/ma15186451>
- Zupanč, U., Grum, J., 2011. Surface Integrity of Shot Peened Aluminium Alloy 7075-T651. *Journal of Materials Processing Technology* 211, 639–647. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.11.002>