



Titre: Prévion de la résistance en fatigue des soudures en acier
Title: inoxydable 410NiMo contenant des discontinuités

Auteur: Cédric Constantineau
Author:

Date: 2024

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Constantineau, C. (2024). Prévion de la résistance en fatigue des soudures en
Citation: acier inoxydable 410NiMo contenant des discontinuités [Master's thesis,
Polytechnique Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/61605/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/61605/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Myriam Brochu, & Pierre-Antony Deschênes
Advisors:

Programme: Génie aérospatial
Program:

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

**Prévision de la résistance en fatigue des soudures en acier inoxydable
410NiMo contenant des discontinuités**

CÉDRIC CONSTANTINEAU

Département de génie mécanique

Mémoire présenté en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*

Génie aérospatial

Décembre 2024

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL

affiliée à l'Université de Montréal

Ce mémoire intitulé :

Prévision de la résistance en fatigue des soudures en acier inoxydable 410NiMo contenant des discontinuités

présenté par **Cédric CONSTANTINEAU**

en vue de l'obtention du diplôme de *Maîtrise ès sciences appliquées*

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

Aurelian, VADEAN, président

Myriam BROCHU, membre et directrice de recherche

Pierre-Antony DESCHÊNES, membre et codirecteur de recherche

Michel SABOURIN, membre

DÉDICACE

À mon père, Steve

À mes sœurs, Malie et Alexia

À mon frère, Tommy

À ma conjointe, Laurie

À ma grand-mère, Marguerite...

You do what you can for as long as you can, and when you finally can't, you do the next best thing. You back up but you don't give up.

Adapté de Chuck Yeager

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer ma gratitude envers Myriam Brochu de m'avoir accueilli au sein de son groupe de recherche et pour son encadrement attentif. Sa passion et son dynamisme ont été une source d'inspiration constante dès les premiers jours de mes travaux. Je suis reconnaissant pour l'opportunité qui m'a été offerte de bénéficier de son expertise et de sa rigueur scientifique, qui ont profondément marqué mon parcours de recherche.

Je souhaite adresser mes sincères remerciements à Pierre-Antony, une personne remarquable avec qui j'ai développé une complicité profonde et enrichissante dès notre première rencontre. Nos échanges réguliers, empreints de curiosité et de passion, ont joué un rôle déterminant au cours de ces deux dernières années qui ont semblé filer à toute vitesse. Sa capacité à partager ses idées de manière inspirante et à m'inciter à dépasser mes limites a été d'une valeur inestimable pour moi. Merci PAD!

Je désire remercier sincèrement Carlo Baillargeon, dont l'expertise technique a été d'une grande aide dans mes expérimentations. Sa disponibilité et son savoir-faire pratique ont été des atouts essentiels pour résoudre les défis expérimentaux rencontrés.

Je souhaite exprimer ma reconnaissance envers René Dubois, un expert incontournable dans le domaine du soudage, dont la contribution a été indispensable à la réalisation de ce projet.

Merci à tous les autres collègues que j'ai côtoyés et qui m'ont aidé dans l'avancement de mes travaux: Forough Akbarian, Jimmy Pichette, Alexandre Lapointe et Alexandre Tremblay.

Je souhaite exprimer ma profonde gratitude envers ma famille pour leur amour inconditionnel et leur soutien sans faille tout au long de ce parcours. Leur confiance en moi et leur encouragement constant ont été des piliers essentiels dans la réalisation de ce projet.

Merci aux partenaires suivants pour leur financement: L'Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), le Consortium de recherche et d'innovation en transformation métallique (CRITM), le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG) et les Mathématiques des technologies de l'information et systèmes complexes (MITACS).

RÉSUMÉ

Un programme de recherche international sur la fatigue corrosion (FatCo), en collaboration avec l'institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), a été lancé pour améliorer, entre autres, la fiabilité des installations hydroélectriques. Ce projet se concentre sur la dégradation de l'alliage, notamment le 13%Cr-4%Ni, largement utilisé dans la fabrication des turbines hydrauliques Francis, sous l'effet de la corrosion et des sollicitations cycliques. La problématique spécifique de l'étude actuelle a trait à la pérennité des turbines qui est souvent compromise par des discontinuités dans les joints soudés, telles que des inclusions internes et des manques de fusion. Celles-ci affectent considérablement la résistance en fatigue du matériau et doivent être prises en compte dans les calculs visant à prévoir la maintenance et la fin de vie des composants de la turbine.

Hydro-Québec utilise actuellement l'approche de Kitagawa-Takahashi (KT) pour prévoir la résistance en fatigue des soudures en 410NiMo. C'est-à-dire que toutes indications linéaires mises en évidence lors de l'inspection suivant la fabrication sont assimilées à des fissures longues, telles quelles sont définies dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture (LEFM). Cependant, des recherches récentes suggèrent que l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin (AL) pourrait offrir des prévisions plus justes de la résistance en fatigue, particulièrement en présence de discontinuités de grandes tailles produisant un gradient de contrainte différent de celui des fissures. En effet, cette approche, mieux adaptée aux entailles, tient compte de la distribution des contraintes locales spécifiques à la taille et la géométrie des discontinuités.

L'objectif du mémoire est de prévoir la résistance en fatigue de soudures contenant de grandes discontinuités volumétriques, similaires à ceux rencontrés dans l'industrie. Pour ce faire, le procédé de soudage à l'arc avec fil fourré (FCAW) a été utilisé pour déposer des cordons de soudure de 410NiMo sur une plaque en acier S41500 préparée par usinage. Des résidus de flux ont été délibérément introduits le long de la racine de la soudure pour créer des discontinuités centrales allongées, de type vermiforme.

Les discontinuités présentes dans les éprouvettes de fatigue ont d'abord été caractérisées par tomodensitométrie par rayon X (CT scan). Des analyses par éléments finis (FEA) ont été réalisées sur des modèles représentant l'éprouvette et sa discontinuité. Au total, l'analyse de 15 éprouvettes contenant chacune une discontinuité ayant des caractéristiques qui lui sont propres est présentée. Les FEAs permettent de catégoriser la sévérité des discontinuités en se basant sur le facteur de

concentration de contrainte (k_t) et de l'exposant de singularité (α). À partir de ces résultats et de la résistance en fatigue du matériau sans défauts ($\Delta\sigma_0$), une prévision de la résistance en fatigue de la soudure en présence d'une discontinuité spécifique est proposée. Les prévisions ont été ensuite confrontées aux résultats expérimentaux obtenus à partir d'essais de fatigue. Les essais ont été réalisés à un rapport de charge cyclique de $R = 0.1$, une fréquence de 108 Hz, et une durée de vie désirée de $2E^6$ cycles. La méthode par incrémentation de charge, inspirée des travaux de Locati, a été utilisée pour déterminer la résistance en fatigue.

Les résultats ont révélé que la résistance en fatigue des soudures contenant des discontinuités volumétriques, d'un diamètre compris entre 0.18 mm et 2.94 mm, est mieux représentée par la mécanique de la rupture que par l'approche des entailles faisant intervenir k_t et α . La fractographie des faciès de rupture a montré que de petites entailles remplies de flux, invisibles au CT scan et localisées le long de la racine de la soudure, ont provoqué la rupture des éprouvettes. Les observations métallographiques d'un essai de fatigue interrompu ont confirmé que ces petites entailles, mesurant environ 25 μm de longueur et moins de 5 μm de rayon, s'étendent sur toute la longueur du joint soudé. Bien que les FEAs montraient que les discontinuités à la racine de la soudure agissaient comme des entailles avec des exposants de singularité allant de 0.27 à 0.45, toutes les discontinuités volumétriques se sont comportées comme des fissures longues. Ces petites entailles étaient indétectables avec une résolution du CT scan de 20 $\mu\text{m}/\text{voxel}$.

Ces résultats suggèrent que de grandes discontinuités de soudure arrondies peuvent être accompagnées d'hétérogénéités microscopiques qui se comportent comme des fissures, renforçant l'importance de l'utilisation de la LEFM pour évaluer la résistance en fatigue des structures contenant de telles discontinuités. L'étude confirme que l'approche d'Hydro-Québec consistant à considérer les discontinuités volumétriques dans les soudures en 410NiMo comme étant des fissures est juste. Cette approche est d'autant plus pertinente dans le contexte industriel où les techniques d'inspection (liquide pénétrant, magnétoscopie et ultrasons) ne permettent pas d'atteindre une résolution spatiale comparable à celle du CT scan utilisée dans cette étude.

ABSTRACT

An international research program on fatigue corrosion (FatCo), in collaboration with Hydro-Québec's research institute (IREQ), has been launched to improve, notably, the reliability of hydroelectric installations. This project focuses on alloy degradation, particularly 13%Cr-4%Ni, widely used in the manufacture of Francis hydraulic turbines, under the effects of corrosion and cyclic loading. The specific issue of the current study relates to the durability of turbines, which is often compromised by discontinuities in welded joints, such as internal inclusions and lack of fusion. These significantly affect the material's fatigue strength and must be accounted in calculations aimed at predicting maintenance and component life expectancy.

Hydro-Québec currently uses the Kitagawa-Takahashi (KT) approach to predict the fatigue strength of 410NiMo welds. That is, all linear indications during post-fabrication inspection are treated as long cracks, as defined within the framework of linear elastic fracture mechanics (LEFM). However, recent research suggests that the generalized Atzori-Lazzarin (AL) approach could provide more accurate fatigue strength predictions, especially in the presence of large discontinuities that produce a stress gradient differing from that of cracks. This approach, better suited for notches, considers the local stress distribution specific to the size and geometry of discontinuities.

The objective of this thesis is to predict the fatigue strength of welds containing large volumetric discontinuities, similar to those encountered in industry. To achieve this, the flux-cored arc welding (FCAW) process was used to deposit 410NiMo weld beads onto a machined S41500 steel plate. Flux residues were deliberately introduced along the weld root to create central, elongated, wormlike discontinuities.

The discontinuities present in the fatigue specimens were first characterized by X-ray computed tomography (CT scan). Finite element analyses (FEA) were conducted on models representing the specimen and its discontinuity. A total of 15 specimens, each containing a discontinuity with unique characteristics, were analyzed. The FEAs allowed categorization of the severity of the discontinuities based on the stress concentration factor (k_t) and the singularity exponent (α). From these results and the fatigue strength of the material without defects ($\Delta\sigma_0$), a prediction of the weld's fatigue strength in the presence of a specific discontinuity is proposed. The predictions were then compared with experimental results from fatigue tests. Tests were conducted with a cyclic

load ratio of $R = 0.1$, a frequency of 108 Hz, and a target life of $2E^6$ cycles. A step-loading method, inspired by Locati's work, was used to determine fatigue strength.

The results revealed that the fatigue strength of welds containing volumetric discontinuities, with diameters ranging from 0.18 mm to 2.94 mm, is better represented by fracture mechanics rather than the notch approach involving k_t and α . Fractography of the fracture surfaces showed that small flux-filled notches, invisible on the CT scan and located along the weld root, caused specimen failure. Metallographic observations of an interrupted fatigue test confirmed that these small notches, measuring approximately 25 μm in length and less than 5 μm in radius, extend along the entire length of the weld joint. Although the FEAs showed that discontinuities at the weld root acted as notches with singularity exponents ranging from 0.27 to 0.45, all volumetric discontinuities behaved like long cracks. These small notches were undetectable with a CT scan resolution of 20 $\mu\text{m}/\text{voxel}$.

These findings suggest that large, rounded weld discontinuities may be accompanied by microscopic heterogeneities that behave like cracks, reinforcing the importance of LEFM to assess the fatigue strength of structures containing such discontinuities. The study confirms that Hydro-Québec's approach of treating volumetric weld discontinuities in 410NiMo as cracks is accurate. This approach is particularly relevant in the industrial context, where inspection techniques (such as liquid penetrant, magnetic particle, and ultrasonic testing) cannot achieve a spatial resolution comparable to that of the CT scan used in this study.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VII
TABLE DES MATIÈRES	IX
LISTE DES TABLEAUX.....	XIII
LISTE DES FIGURES.....	XIV
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	XIX
LISTE DES ANNEXES	XXV
CHAPITRE 1 INTRODUCTION	1
CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE.....	4
2.1 Caractéristiques nominales du métal d’apport 410NiMo	4
2.1.1 Matériau 13%Cr - 4%Ni soudé	4
2.1.2 Caractérisation de la microstructure.....	4
2.1.3 Propriétés mécaniques.....	5
2.1.4 Discontinuités de soudage dans le métal d’apport 410NiMo.....	6
2.2 Influence des discontinuités sur la résistance en fatigue	9
2.2.1 Approche de la mécanique linéaire élastique de la rupture.....	9
2.2.1.1 Distribution des contraintes en fond de fissure.....	9
2.2.1.2 Définition des paramètres d’une fissure	10
2.2.1.3 Diagramme de Kitagawa-Takahashi.....	12
2.2.2 Approche de la mécanique linéaire élastique des entailles	14
2.2.2.1 Distribution des contraintes en fond d’entaille	14

2.2.2.2 Définition des paramètres d'une entaille.....	16
2.2.2.3 Théorie du facteur d'intensité de contrainte des entailles	19
2.2.2.4 Diagramme d'Atzori-Lazzarin	21
2.3 Résistance en fatigue à grand nombre de cycles des joints soudés en présence de discontinuités de grande taille	22
2.4 Sommaire.....	24
CHAPITRE 3 STRUCTURE GÉNÉRALE DU PROJET	26
3.1 Objectifs spécifiques.....	26
3.2 Organisation du mémoire	26
CHAPITRE 4 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE GÉNÉRALE	28
4.1 Soudage	31
4.1.1 Paramètre de soudage.....	32
4.1.2 Introduction d'une discontinuité dans la soudure	33
4.2 Traitement thermique post-soudage	35
4.3 Usinage des éprouvettes	36
4.4 Simulation par éléments finis	37
4.5 Essais de fatigue	39
4.6 Analyses fractographiques.....	40
CHAPITRE 5 ARTICLE 1: FATIGUE STRENGTH BEHAVIOR OF 410NIMO WELDS CONTAINING ARTIFICIAL DISCONTINUITIES	42
Abstract	42
5.1 Introduction	42
5.1.1 Context of research.....	42
5.2 Materials and Methods	44
5.2.1 Materials and specimens preparation	44

5.2.2	Microstructural characterization and microhardness measurements around the discontinuity	46
5.2.3	3D Geometric modeling of discontinuities	46
5.2.3.1	CT scan characterization.....	47
5.2.3.2	3D Geometric modeling of specimens.....	48
5.2.3.3	Finite element model.....	49
5.2.4	Fatigue tests.....	50
5.3	Results	51
5.3.1	Weld and discontinuity characterization	51
5.3.2	Finite element analysis	52
5.3.3	Fatigue results	54
5.3.4	Fractography observations	56
5.3.5	Interrupted fatigue test	58
5.4	Prediction of the fatigue resistance.....	58
5.5	Discussion.....	62
5.6	Conclusion	63
CHAPITRE 6	RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES.....	65
6.1	Caractérisation des sites d’amorce	65
6.1.1	Examen de la géométrie des fissures.....	65
6.1.2	Examen de la nature chimique des sites d’amorce.....	69
6.2	Sommaire des résultats complémentaires.....	71
CHAPITRE 7	DISCUSSION GÉNÉRALE.....	72
7.1	Discussion générale basée sur les objectifs	72
7.1.1	Objectif 1 : Analyser la distribution de contrainte au fond de discontinuités volontairement introduites lors du soudage de l’acier 410NiMo.	72

7.1.2	Objectif 2 : Prévoir la résistance en fatigue à partir des résultats de OS1 et de la théorie des entailles	73
7.1.3	Objectif 3 : Vérifier empiriquement les prévisions de la résistance en fatigue.....	74
7.1.4	Objectif 4 : Poser les limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue....	75
CHAPITRE 8	CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS.....	77
RÉFÉRENCES.....		80
ANNEXES		85

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1	Composition chimique nominale (% massique) des métaux de base et d'apport	4
Tableau 2.2	Propriétés nominales de traction des métaux de base et d'apport.....	6
Tableau 4.1	Méthodologie et plan expérimental basé sur les objectifs de recherche	30
Tableau 4.2	Paramètres de la procédure de soudage FCAW	32
Tableau 4.3	Sommaire des essais et caractérisations réalisés	41
Table 5.1	Measured and nominal chemical compositions (wt.%) of 410NiMo filler metal	45
Table 5.2	Measured and nominal mechanical properties of the weld 410NiMo.....	45
Tableau 6.1	Caractéristiques des sites d'amorce.....	68
Tableau F.1	Paramètres pour le 410NiMo à $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$	94

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Roue de turbine Francis (a) Schéma d'une aube (b) Vue d'ensemble (reproduite et adaptée de [1] avec permission de l'éditeur).....	1
Figure 2.1 Microstructure du métal d'apport 410NiMo après un traitement thermique de 605 °C pendant 8 heures, montrant (a) Les couches successives et (b) Les intersections des microstructures martensitiques (reproduite et adaptée à partir de [11]).....	5
Figure 2.2 (a) et (b) Faciès de rupture d'une éprouvette en 410NiMo, (c) Analyse EDS des inclusions (reproduite et adaptée de [11])	7
Figure 2.3 (a) Microscopie d'une discontinuité de soudure, et (b) Visualisation 3D de la discontinuité obtenue par numérisation CT (reproduite et adaptée de [21] avec permission de l'éditeur)	7
Figure 2.4 Image MEB (a) De la discontinuité observée, (b) De la zone délimitée par le carré rouge dans (a), et (c) Résultats EDS montrant la concentration des différents éléments dans l'inclusion (reproduite et adaptée de [21] avec permission de l'éditeur)	8
Figure 2.5 Distribution de contrainte élastique en pointe de fissure	10
Figure 2.6 Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue à rapport de charge constant (reproduite et adaptée de [28], sous licence Creative Commons)	11
Figure 2.7 Diagramme de Kitagawa-Takahashi illustrant la relation entre la taille de fissure et la résistance en fatigue (reproduite et adaptée de [7], sous licence Creative Commons)	13
Figure 2.8 Distribution de contrainte élastique en pointe d'entaille (reproduite et adaptée de [34, 35] avec permission de l'éditeur)	15
Figure 2.9 Modèle d'une discontinuité cylindrique à travers une plaque	16
Figure 2.10 Mesure du k_t par FEA réalisée à partir de l'analyse des discontinuités de surface présentes dans des éprouvettes en aluminium EN AC-46200 (reproduite et adaptée de [39] avec permission de l'éditeur)	17
Figure 2.11 Cavité de retrait : (a) Numérisation CT et (b) Modèle numérique généré après lissage de la surface (reproduite et adaptée de [40], sous licence Creative Commons).....	18
Figure 2.12 Étude de sensibilité du maillage pour la modélisation numérique de cavité de retrait. Taille moyenne des éléments : (a) 500 μm , (b) 250 μm , (c) 167 μm , (d) 125 μm (reproduite et adaptée de [40], sous licence Creative Commons)	18

Figure 2.13 Diagramme d'Atzori-Lazzarin (reproduite et adaptée de [9, 33] avec permission de l'éditeur).....	21
Figure 2.14 Diagramme d'Atzori-Lazzarin généralisé (reproduite et adaptée de [9, 33] avec permission de l'éditeur).....	22
Figure 2.15 Diagramme d'Atzori-Lazzarin généralisé pour des joints soudés en angle en acier de construction aux conditions $N = 5E^6$ cycles et $R = 0$ (reproduite et adaptée de [45] avec permission de l'éditeur).....	23
Figure 2.16 Résistance en fatigue d'une entaille hémisphérique du matériau soudé 410NiMo, pour $\zeta = 1$, $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$ (reproduite et adaptée de [11]).....	24
Figure 4.1 Variables dépendantes, indépendantes, modératrices et de contrôle	28
Figure 4.2 Illustration du procédé de soudage FCAW [4]	31
Figure 4.3 Robot de soudage <i>SCOMPI®</i> utilisé pour la déposition du métal d'apport 410NiMo : (a) Vue de l'équipement lors du soudage (b) Préparation de la plaque (Courtoisie du technicien de l'IREQ, René Dubois)	33
Figure 4.4 Dépôts des résidus de flux le long de l'axe longitudinal de la plaque soudée : (a) Vue de face (b) Vue de dessus.....	34
Figure 4.5 Recouvrement de la discontinuité par des cordons de soudure : (a) Vue de face (b) Vue de dessus.....	35
Figure 4.6 Installation des thermocouples pour le traitement thermique suivant le soudage de la plaque	36
Figure 4.7 Schéma dimensionnel de la découpe des éprouvettes dans la plaque soudée : (a) Vue isométrique (b) Vue de dessus (Toutes les dimensions sont en mm).....	37
Figure 4.8 Observation d'un essai de fatigue sur le Vibrophore 200 HFP 5100 : (a) Vue d'ensemble de l'appareil; (b) Détail de la zone de chargement avec annotation de la discontinuité et des buses de refroidissement	39
Figure 4.9 Faciès de rupture observé après un essai de fatigue, montrant les résidus de flux formant une discontinuité	40
Figure 5.1 Deposits of flux residues along the longitudinal axis of the welded plate: (a) Front view (b) Top view (Courtesy of Hydro-Quebec Research Institute (IREQ) technician René Dubois)	44

- Figure 5.2** Schematic of (a) The specimen cutting pattern in the weld plate and (b) The fatigue specimen dimensions, indicating the position of the elongated central discontinuity (all dimensions are in mm) 46
- Figure 5.3** Process flow: From CT scan post-processing in Dragonfly software to SolidWorks 3D CAD and ABAQUS CAE 47
- Figure 5.4** Mesh models of discontinuities in welded specimens derived from CT scans and refined in SolidWorks software of (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2. Rough mesh (top) and smoothed mesh (bottom) 48
- Figure 5.5** Comparative analysis of (a) and (c) The actual meshed specimens No.1 and No.2, and (b) and (d) The transverse surfaces of specimens No.1 and No.2 as observed using light microscopy 49
- Figure 5.6** Finite element stress distribution around the discontinuity of specimen No.1 50
- Figure 5.7** Distribution of columnar and fine-grained martensitic microstructures in a metallographic sample of a multi-pass weld, PWHT at $605 \pm 5^\circ\text{C}$ for 8 hours, etched by Villela. (a) Raw image, (b) Annotated image 51
- Figure 5.8** Vickers hardness measurements around the discontinuity in the welded material 52
- Figure 5.9** (a) and (c) Fracture planes of specimens No.1 and No.2 after completing the fatigue test. (b) and (d) Stress distribution on the kt plane of specimens No.1 and No.2 53
- Figure 5.10** Normalized stress distribution at the notch tip, bounded by the localized stress concentration factor, k_t . (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2 54
- Figure 5.11** Fracture planes of the fatigue specimens annotated with corresponding FEA and fatigue test results. The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities. The loading direction is orthogonal to the observed planes. The results are presented in ascending order of the singularity exponent, α 56
- Figure 5.12** Analyses of fracture surfaces in welded specimen No. 8: (a) Overview with light microscopy, (b) High-resolution SEM image, (c) SEM detail of ratchet marks at the weld root and (d) EDS elemental mapping (white rectangle). The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities 57
- Figure 5.13** Analyses of fracture surfaces in welded specimen No.5: (a) Overview with light microscopy, (b) SEM detail, and (c) EDS elemental mapping (white rectangle). The multi-

pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities.....	57
Figure 5.14 Light microscopy images of crack initiation: (a) Overview from the weld root and (b) Zoomed-in view with CT scan contour superimposed. (c) BSE image showing crack initiation from a small notch. The sample was etched by Villela. The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities.	58
Figure 5.15 Fatigue strength of elongated discontinuities in the 410NiMo welded material for $N = 2E^6$ cycles and $R = 0.1$. Predictions from (black line) Notch theory, (blue line) Linear elastic fracture mechanics and (red bar) Experimental data. (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2	60
Figure 5.16 Fatigue strength comparison using LEFM and LENM approaches using maximum discontinuity size.....	61
Figure 5.17 Results on the Kitagawa-Takahashi diagram showing (a) Mean discontinuity size, and (b) Discontinuity size variation. The red arrow indicates the applied stress variation that led to the fatigue failure of specimen No.10 during the first loading step.....	62
Figure 6.1 Dimensions d'une fissure semi-elliptique initiée à partir d'un site d'amorce de largeur $2c_i$ et de profondeur a_i localisée au centre d'une surface libre.....	66
Figure 6.2 Observation et annotation au microscope optique des sites d'amorce présents dans les éprouvettes (a) No.2 et (b) No.7.....	67
Figure 6.3 Observation des sites d'amorce au MEB avec les annotations a_i et $2c_i$: (a) No.2.1 (b) No.2.2 (c) No.2.3 (d) No.7.1. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités.	67
Figure 6.4 Caractérisation du site d'amorce No.2.1 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités	69
Figure 6.5 Caractérisation du site d'amorce No.2.2 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités	70
Figure 6.6 Caractérisation du site d'amorce No.2.3 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités	70

Figure 6.7 Caractérisation du site d'amorce No.7.1 : (a) Image MEB du site d'amorce et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités	71
Figure 7.1 Résistance en fatigue pour différents types de discontinuités dans le matériau 410NiMo pour $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$ (D'après les résultats de [11])	76
Figure A.1 Profils de température mesurés par deux thermocouples (TC) lors d'un traitement thermique à 605 °C pendant 8 heures.....	85
Figure B.1 Dessin technique d'une éprouvette de fatigue.....	86
Figure C.1 Interface SolidWorks montrant l'activation du complément <i>ScanTo3D</i>	87
Figure C.2 Réglages de l'assistant de préparation du maillage: (a) Suppression du bruit, (b) Lissage global	88
Figure C.3 Importation du fichier STL en tant que corps volumique dans SolidWorks	89
Figure C.4 Alignement des coordonnées de la discontinuité dans SolidWorks	89
Figure C.5 Importation du fichier STEP dans ABAQUS CAE	90
Figure D.1 Analyse de convergence de $\sigma_{yy(\max)}$ en fonction du nombre d'éléments tétraédriques quadratiques, avec un critère de convergence fixé à 2% (ligne pointillée rouge).....	92
Figure E.1 Schéma du dépôt de cordons de soudure (a) avec la discontinuité représentée par le No.8, et (b) sans discontinuités	93
Figure G.1 Distributions de contrainte normalisées à la pointe de l'entaille, limitée par le facteur de concentration de contrainte local, k_t	95
Figure H.1 Résistance en fatigue d'une discontinuité allongée dans le matériau soudé 410NiMo pour $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$. Prévisions selon (ligne noire) la théorie des entailles, (ligne bleue) la mécanique linéaire élastique de la rupture et (barre rouge) les données expérimentales.....	96

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

Abréviations:

AL	Atzori-Lazzarin
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AW	Tel que soudé (As-welded)
AWS	American Welding Society
BSE	Électron rétrodiffusé (Backscattered electron)
CT	Tomographie par ordinateur (Computed tomography)
EDS	Spectroscopie par dispersion d'énergie (Energy-dispersive spectroscopy)
EF (FE)	Éléments finis (Finite elements)
FCAW	Soudage à l'arc au fil fourré (Flux-cored arc welding)
FEA	Analyse par éléments finis (Finite element analysis)
GDOES	Spectroscopie d'émission optique à décharge luminescente (Glow discharge optical emission spectroscopy)
IREQ	Institut de recherche d'Hydro-Québec
HT	Traité thermiquement (Heat treated)
IIW	International Institute of Welding
KT	Kitagawa-Takahashi
LEFM	Mécanique linéaire élastique de la rupture (Linear elastic fracture mechanics)

LENM	Mécanique linéaire élastique des entailles (Linear elastic notch mechanics)
MEB (SEM)	Microscope électronique à balayage (Scanning electron microscope)
MMC (CMM)	Microstructure martensitique colonnaire (Columnar martensitic microstructure)
MMGF (FGMM)	Microstructure martensitique à grains fins (Fine-grained martensitic microstructure)
MO (OM)	Microscope optique (Optical microscope)
NSIF	Facteur d'intensité de contrainte des entailles (Notch stress intensity factor)
PM	Méthode du point (Point method)
PWHT	Traitement thermique post-soudage (Post weld heat treatment)
STEP	Standard pour l'échange de données de produit (Standard for the exchange of product data)
STL	Stéréolithographie (Stereolithography)
XRD	Diffraction de rayons X (X-ray diffraction)

Symboles grecs:

α	Exposant de singularité (Singularity exponent)
β	Paramètre adimensionnel dépendant de l'angle d'ouverture de l'entaille (Dimensionless parameter dependent on the notch opening angle)
ΔK	Variation des facteurs d'intensité de contrainte (Stress intensity factor range)
ΔK_{th}	Variation des facteurs d'intensité de contrainte des fissures longues au seuil (Threshold stress intensity factor range for long cracks)

$\Delta K_{th,n}$	Variation des facteurs d'intensité de contrainte d'entaille au seuil (Threshold stress intensity factor range for notches)
$\Delta\sigma$	Variation de contrainte (Stress variation)
$\Delta\sigma_i$	Variation de contrainte à l'étape de chargement i (Stress variation at load step i)
$\Delta(\Delta\sigma)$	Incrémentation de la variation de contrainte (Increment in stress variation)
$\Delta\sigma_0$	Résistance en fatigue d'éprouvettes sans défauts (Fatigue strength of specimens without defects)
θ	Angle autour de la fissure (Angle around the crack)
ρ	Rayon en pointe d'entaille (Notch tip radius)
$\sigma_{nominal}$	Contrainte nominale (Nominal stress)
σ_{UTS}	Résistance à la traction (Ultimate tensile stress)
σ_{xx}	Contrainte locale dans la direction X (Local stress in X direction)
σ_y	Limite d'élasticité (Yield strength)
σ_{yy}	Contrainte locale dans la direction Y (Local stress in Y direction)
$\sigma_{yy(max)}$	Contrainte maximale locale dans la direction Y (Maximum local stress in Y direction)
Φ	Angle paramétrique de l'ellipse (Parametric angle of the ellipse)
φ	Angle d'ouverture de l'entaille (Notch opening angle)
τ_{xy}	Contrainte de cisaillement dans le plan XY (Shear stress in the XY plane)

ζ Acuité de l'entaille (Notch acuity)

Symboles latins:

a Longueur de fissure ou taille de discontinuité (Crack length or discontinuity size)

a_i Profondeur initiale d'une fissure (Initial depth of crack)

a_0 Point de transition de fissures courtes à longues dans le diagramme KT (Transition point from short to long cracks in KT diagram)

$a_{0,n}$ Point de transition d'entailles courtes à longues dans le diagramme AL (Transition point from short to long notches in AL diagram)

a_f Profondeur finale d'une fissure (Final depth of crack)

a_n^* Point de transition de la zone de contrainte maximale à la zone gouvernée par la distribution de contrainte en pointe d'entaille dans le diagramme AL (Transition point from peak stress zone to stress distribution in AL diagram)

b Demi-largeur d'une plaque fissurée (Half-width of cracked plate)

C Constante de la loi de Paris (Paris law constant)

c_f Demi-longueur finale d'une fissure (final half-length of crack)

c_i Demi-longueur initiale d'une fissure (Initial half-length of crack)

da/dN Taux de propagation de fissure (Crack growth rate)

E Nombre d'éléments du maillage (Number of mesh elements)

e_f Allongement à la rupture (Elongation to fracture)

f Fréquence de chargement (Loading frequency)

f_w	Facteur de correction de largeur finie (Finite-width correction factor)
g	Fonction d'ajustement de courbe à réglage fin (Fine-tuning curve-fitting function)
H	Hauteur des éprouvettes (Specimens height)
K	Facteur d'intensité de contrainte (Stress intensity factor)
K_{\max}	Facteur d'intensité de contrainte maximal (Maximum stress intensity factor)
K_{\min}	Facteur d'intensité de contrainte minimal (Minimum stress intensity factor)
k_t	Facteur de concentration de contrainte (stress concentration factor)
M_i	Fonction d'ajustement de courbe (Curve fitting function)
m	Constante de la loi de Paris (Paris law constant)
N	Nombre de cycles de chargement (Number of load cycles)
N_f	Nombre de cycles de chargement à la rupture (Number of load cycles at failure)
n	Nombre d'étapes (Number of steps)
Q	Facteur de forme pour une fissure elliptique (Shape factor for an elliptical crack)
R	Rapport de charge cyclique (Cyclic load ratio)
r	Distance radiale (Radial distance)
t	Épaisseur des éprouvettes (Specimens thickness)

W	Largeur des éprouvettes (Specimens width)
\bar{w}	Énergie locale (Local energy)
x	Distance de la pointe d'entaille/fissure (Distance from the notch/crack tip)
Y	Facteur de correction géométrique (Geometrical factor)

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A	Analyse des profils de température lors du traitement thermique post-soudage	85
ANNEXE B	Dessin technique de l'éprouvette de fatigue	86
ANNEXE C	Procédure détaillée pour convertir une discontinuité numérisée par CT en modèle par éléments finis dans ABAQUS CAE.....	87
ANNEXE D	Méthode d'essai de convergence	91
ANNEXE E	Schémas du dépôt des cordons de soudure	93
ANNEXE F	Détail du calcul de $\Delta K_{th,n}$	94
ANNEXE G	Distributions de contrainte des éprouvettes de fatigue	95
ANNEXE H	Prévision de la résistance en fatigue des éprouvettes	96

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

Mise en contexte

Le programme de recherche international sur la fatigue-corrosion (FatCo) s'inscrit dans la continuité des efforts de recherche en collaboration avec l'institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ) afin d'améliorer la fiabilité des installations hydroélectriques. Ce projet se concentre sur une compréhension approfondie du comportement en fatigue des roues de turbine. Ces assemblages mécanosoudés sont faits d'acier inoxydable 13%Cr-4%Ni, un alliage utilisé dans la fabrication des aubes des turbines hydrauliques d'Hydro-Québec (H.-Q.). Dans le cas des turbines Francis (voir **Figure 1.1**), les aubes sont soudées à la couronne et à la ceinture en utilisant le métal d'apport E410NiMo.

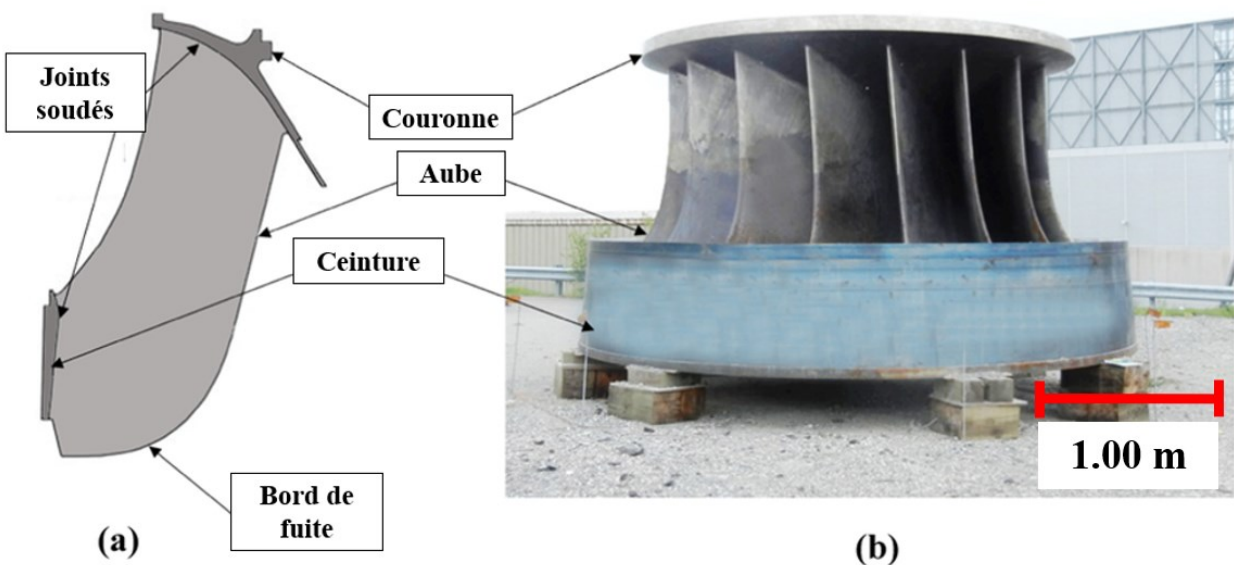


Figure 1.1 Roue de turbine Francis (a) Schéma d'une aube (b) Vue d'ensemble (reproduite et adaptée de [1] avec permission de l'éditeur)

La pérennité de la turbine est directement influencée par la durée de vie en fatigue du matériau, notamment dans les zones soudées, où les joints présentent souvent des discontinuités telles que des inclusions internes et des manques de fusion [2, 3]. Sous l'effet de charges cycliques, ces discontinuités peuvent agir comme des concentrateurs de contrainte favorisant l'amorçage de fissures. Une fois la fissure amorcée dans un joint soudé, Trudel [4] a montré qu'il y a un risque de propagation dans le métal de base. Qui plus est, les turbines hydrauliques de H.-Q fonctionnent

aujourd'hui sous des régimes d'exploitation de plus en plus exigeants, augmentant ainsi le risque d'endommagement par fatigue. Par ailleurs, l'interaction constante avec l'eau des rivières favorise le phénomène de corrosion, contribuant également à la dégradation des roues de turbines.

Hydro-Québec [5, 6] classe présentement les discontinuités volumétriques dans le métal d'apport 410NiMo comme des fissures plutôt que des entailles, en raison de leur nature plus critique en ingénierie. Cette approche est également privilégiée pour sa simplicité, son conservatisme, et le manque de données disponibles sur la nature des discontinuités volumétriques. L'approche actuelle de prévision de la vie opérationnelle en fatigue des turbines hydrauliques repose sur la mécanique linéaire élastique de la rupture (LEFM). Le diagramme Kitagawa-Takahashi [7] est un outil basé sur ce concept, permettant de prévoir la résistance en fatigue « à la limite d'endurance »¹ et un rapport de charge cyclique (R).

Cependant, la LEFM montre ses limites lorsque des discontinuités de formes complexes causent la défaillance. Cette affirmation de la thèse de Meimandi [8] est issue de la détection de discontinuités de tailles comprises entre 250 μm et 1620 μm , influençant significativement la durée de vie en fatigue. Une approche généralisée d'Atzori-Lazzarin [9], basée sur la théorie du facteur d'intensité de contrainte appliqué aux entailles (NSIF), pourrait mener à une prévision plus juste de la résistance en fatigue. Le succès de cette approche a été démontré par Ghafoori-Ahangar et al. [10] pour prévoir la durée de vie en fatigue de joints soudés à pénétration partielle et, plus récemment, par Akbarian [11]. Akbarian a prévu la résistance en fatigue d'entailles hémisphériques artificielles dans une section de joints soudés en 410NiMo avec une justesse comprise entre 0.6 % et 18.1 %.

Objectif

Chez H.-Q., les discontinuités dans les zones soudées sont traitées comme des fissures pour la prévision de la résistance en fatigue. Cependant, l'approche LEFM pourrait sous-estimer la résistance réelle des matériaux concernés. Dans ce contexte, ce travail a pour but de répondre à la question suivante:

L'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin peut-elle améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour les soudures 410NiMo présentant de grandes discontinuités volumétriques ?

¹ La limite d'endurance est un concept qui, en 1976, a été associé à une durée de vie de 10^7 cycles.

Organisation du mémoire

Le **Chapitre 2** propose une revue littéraire traitant des caractéristiques nominales du métal d'apport 410NiMo, de l'influence des discontinuités sur la résistance en fatigue et de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles des joints soudés en présence de discontinuités de grande taille.

Le **Chapitre 3** expose la structure du projet ainsi que le lien entre les objectifs spécifiques et l'article scientifique intégré au mémoire

Le **Chapitre 4** présente la méthodologie expérimentale générale, en couvrant les étapes non décrites dans l'article scientifique

Le **Chapitre 5** présente l'article soumis au journal *Engineering Fracture Mechanics*. Cet article traite de la résistance en fatigue des soudures 410NiMo, lorsque celles-ci contiennent des discontinuités artificielles. Un sommaire de l'article a été présenté lors de la *European Conference on Fracture 2024* (ECF24), qui s'est tenu du 26 au 30 août 2024 à Zagreb, en Croatie.

Le **Chapitre 6** expose des résultats complémentaires sur la caractérisation des sites d'amorce.

Le **Chapitre 7** offre une discussion générale des résultats obtenus, en s'appuyant sur les informations retrouvées dans les chapitres précédents.

Enfin, le **Chapitre 8** synthétise les conclusions principales de cette recherche et suggère des pistes de recommandations pour les travaux futurs.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

2.1 Caractéristiques nominales du métal d'apport 410NiMo

Les nouvelles turbines Francis au sein des installations d'Hydro-Québec sont principalement fabriquées à partir d'aciers inoxydables martensitiques, tels que les alliages à 13%Cr-4%Ni, développé à la fin des années 1950. Cet alliage remplace progressivement les fontes et aciers doux spécifiés par la norme ASTM A27, utilisés dans les anciennes turbines. Ces matériaux, notamment l'acier inoxydable 13%Cr-4%Ni à faible teneur en carbone, ont été choisis pour leur résistance supérieure à la corrosion, ce qui permet de réduire le taux de dégradation des installations [12, 13].

2.1.1 Matériau 13%Cr - 4%Ni soudé

Le métal d'apport utilisé dans cette étude est l'acier inoxydable E410NiMo. Sa composition chimique est compatible avec celle du métal de base, soit l'acier inoxydable UNS S41500, une version laminée de l'acier CA6NM [14]. Le procédé de soudage à l'arc avec fil fourré (*flux-cored arc welding*, FCAW) a été choisi pour ses avantages, notamment une pénétration efficace, des cordons de soudure larges et une consommation d'énergie réduite [15]. Le **Tableau 2.1** présente les compositions chimiques nominales des métaux de base et d'apport, respectivement selon les spécifications ASTM A240M [14] et AWS A5.22M [16].

Tableau 2.1 Composition chimique nominale (% massique) des métaux de base et d'apport

Éléments (% m.)	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
S41500 (ASTM A240M) [14]	< 0.05	0.5 – 1.0	< 0.03	< 0.03	< 0.6	11.5 – 14.0	3.5 – 5.5	0.5 – 1.0
E410NiMo (AWS A5.22M) [16]	< 0.06	< 1.0	< 0.04	< 0.03	< 1.0	11.0 – 12.5	4.0 – 5.0	0.4 – 0.7

2.1.2 Caractérisation de la microstructure

La microstructure du métal d'apport 410NiMo est influencée par l'empilement de cordons de soudure lors du procédé FCAW. Cet empilement produit un historique thermique particulier connu pour modifier la morphologie de la microstructure. Amrei et al. [2] ont montré que la soudure multipasse entraîne la formation d'une microstructure hétérogène. La **Figure 2.1** illustre la formation des microstructures martensitiques colonnaires solidifiée dans le sens du flux de chaleur,

ainsi que les grains fins martensitiques générés lors des dépositions successives de cordons de soudure.

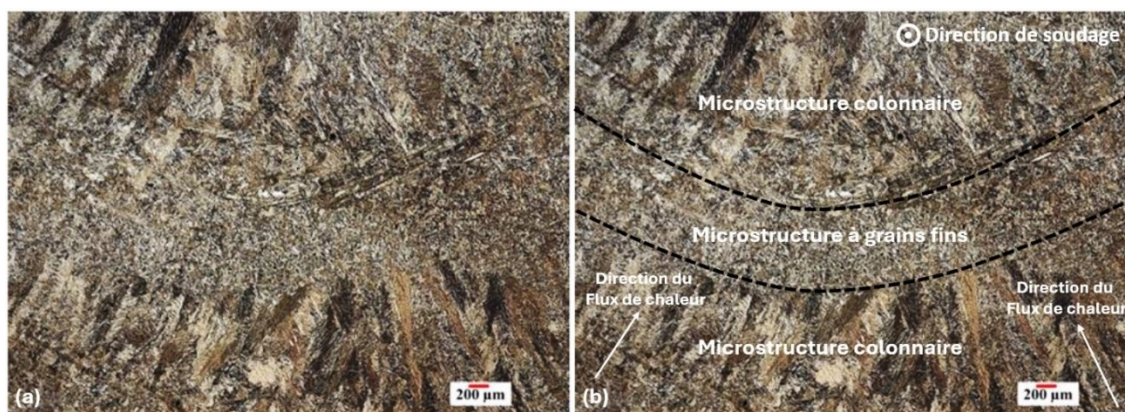


Figure 2.1 Microstructure du métal d’apport 410NiMo après un traitement thermique de 605 °C pendant 8 heures, montrant (a) Les couches successives et (b) Les intersections des microstructures martensitiques (reproduite et adaptée à partir de [11])

De plus, chaque cordon de soudure déposé se solidifie en transférant une partie de l’énergie thermique aux cordons des couches précédentes. Cet historique thermique produit un champ de contraintes résiduelles qui est relaxé en grande partie lors du traitement thermique post-soudage (PWHT). Thibault et al. [17] ont démontré qu’un PWHT à 600 ± 10 °C relaxe efficacement les contraintes résiduelles et favorise la formation de 10 à 20 % du volume total d’austénite reformée.

2.1.3 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques minimales spécifiées par l’ASTM et l’AWS pour les métaux de base et d’apport sont résumées dans le **Tableau 2.2**. Le PWHT recommandé par l’AWS [16] pour le métal d’apport E410NiMo consiste à chauffer l’éprouvette entre 595 °C et 620 °C, à la maintenir pendant 1 heure, puis à la refroidir à l’air jusqu’à la température ambiante. Foroozmehr [18] a réalisé trois essais de traction sur des éprouvettes tel que soudé (AW) et trois sur des éprouvettes traitées thermiquement (HT) en E410NiMo, soumises à un PWHT à 600 °C pendant 2 heures. Les propriétés mécaniques moyennes et les écarts types sont présentés dans le **Tableau 2.2**.

Le PWHT appliqué à l’E410NiMo entraîne une modification notable des propriétés mécaniques par rapport à l’état tel que soudé. Dans l’état AW, le métal d’apport présente une limite d’élasticité

de 783 MPa et une résistance à la traction de 1007 MPa, indiquant une grande capacité de résistance sous charge, mais une ductilité limitée, avec un allongement à la rupture moyen de 10.5 %.

En revanche, le PWHT à 600 °C pendant 2 heures réduit légèrement la limite d'élasticité à 765 MPa et la résistance à la traction à 895 MPa, tout en augmentant l'allongement à la rupture à 15.2 %.

Tableau 2.2 Propriétés nominales de traction des métaux de base et d'apport

Matériau	Limite d'élasticité (σ_y) [MPa]	Résistance à la traction (σ_{UTS}) [MPa]	Allongement à la rupture (e_f) [%]
S41500 (ASTM A240M) [14]	> 620	> 795	> 15
E410NiMo -HT (AWS A5.22M) [16]	-	> 760	> 15
E410NiMo - AW [18]	783 ± 5.8	1007 ± 10.3	10.5 ± 1.2
E410NiMo - HT [18]	765 ± 5	895 ± 4	15.2 ± 0.4

2.1.4 Discontinuités de soudage dans le métal d'apport 410NiMo

Les soudures en 410NiMo présentent plusieurs types de discontinuités. Amrei et al. [2] ont observé des inclusions d'oxyde rondes, dont les diamètres varient entre 1 μm et 5 μm , à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). Ces inclusions contiennent des éléments tels que le zirconium, le silicium et l'aluminium, selon l'analyse par spectroscopie par dispersion d'énergie (EDS). D'autre part, Akbarian [11] a détecté des inclusions d'oxyde sphériques sous la surface d'éprouvettes lisses, dont les diamètres se situent entre 39 μm et 100 μm (voir **Figure 2.2(a) et (b)**). L'analyse EDS de ces inclusions a mis en évidence la présence de zirconium, de titane, de silicium et d'oxygène (voir **Figure 2.2(c)**). Ces éléments proviennent du flux utilisé dans les électrodes employées pour le procédé de soudage FCAW, qui sont composées d'un revêtement à base de rutile. Le flux sert de stabilisation de l'arc électrique durant le soudage, tout en protégeant le bain de fusion des gaz atmosphériques, tels que l'oxygène, en formant une couche d'oxydes flottant à la surface du bain de fusion [19, 20]. Des inclusions riches en chrome, nickel et molybdène [2], ainsi que des oxydes de manganèse [18], ont également été identifiées dans les soudures.

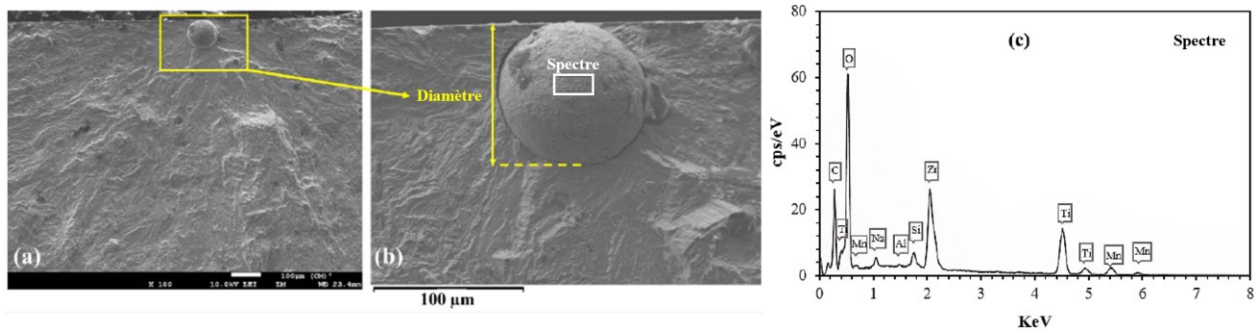


Figure 2.2 (a) et (b) Faciès de rupture d'une éprouvette en 410NiMo, (c) Analyse EDS des inclusions (reproduite et adaptée de [11])

Une étude de Boukani et al. [21] rapporte l'observation d'une discontinuité survenue dès la première passe après le gougeage de la racine de soudure. Cette discontinuité, de forme semi-cylindrique (vermiforme), correspond à un manque de fusion et présente une porosité partiellement comblée par une inclusion comme montré à la **Figure 2.3(a)**. Des mesures réalisées par tomographie assistée par ordinateur (*computed tomography*, CT) ont révélé que cette discontinuité s'étend sur plusieurs millimètres dans la direction de soudage, prenant une forme allongée (voir **Figure 2.3(b)**).

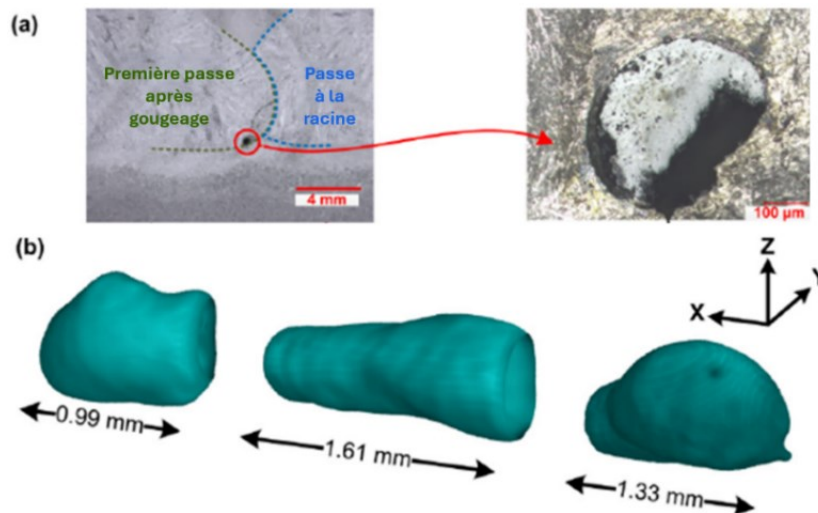


Figure 2.3 (a) Microscopie d'une discontinuité de soudure, et (b) Visualisation 3D de la discontinuité obtenue par numérisation CT (reproduite et adaptée de [21] avec permission de l'éditeur)

Les résultats de l'analyse par EDS, illustrés à la **Figure 2.4**, ont révélé que la discontinuité correspond à une inclusion de laitier provenant du flux fondu. En effet, aucune trace de fer ou de nickel n'a été détectée dans l'inclusion, bien que ces éléments soient présents dans le métal de base et le métal d'apport adjacent à l'inclusion. Ces inclusions de laitier sont généralement attribuées soit à un nettoyage inadéquat entre les passes de soudures, soit à un emprisonnement du laitier. L'emprisonnement du laitier se produit plus fréquemment lors de la déposition du premier cordon de soudure à la racine, après le gougeage [22]. Une rainure de dimensions inappropriées causée par le gougeage peut piéger le laitier lors de la solidification du métal d'apport. Le transfert de chaleur est rapide puisqu'il est amplifié par la présence de petites rainures dues au gougeage [23, 24]. Cette contraction rapide, caractéristique du refroidissement de la région soudée, peut provoquer un vide planaire, souvent interprété comme un manque de fusion.

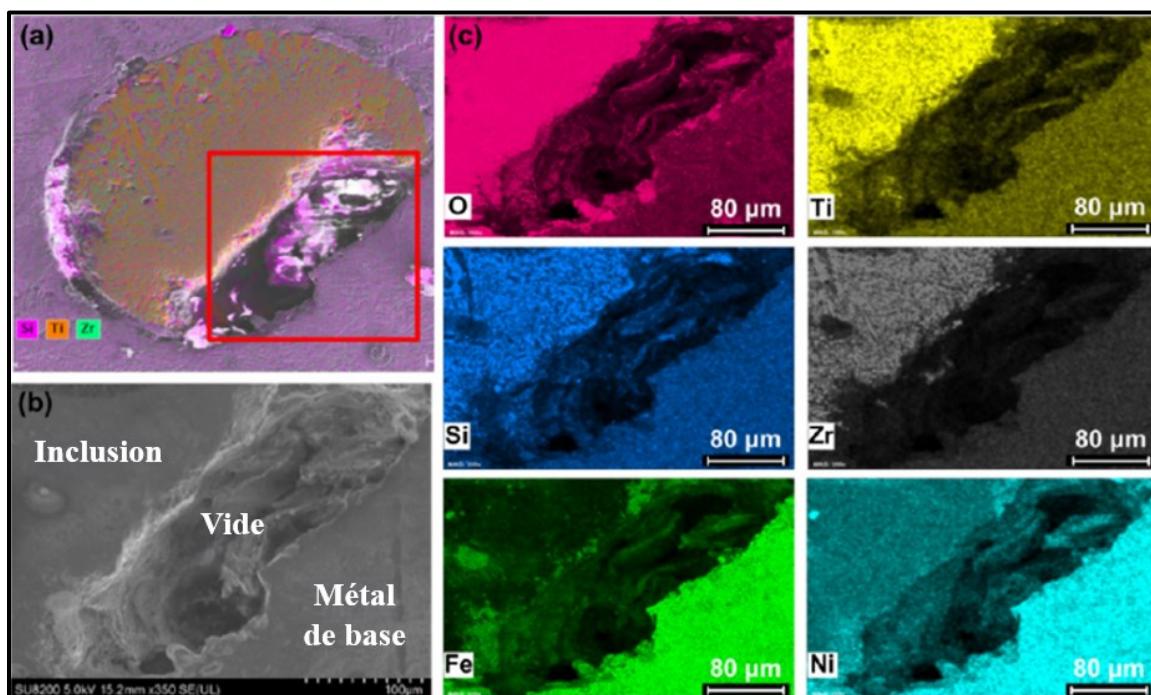


Figure 2.4 Image MEB (a) De la discontinuité observée, (b) De la zone délimitée par le carré rouge dans (a), et (c) Résultats EDS montrant la concentration des différents éléments dans l'inclusion (reproduite et adaptée de [21] avec permission de l'éditeur)

Dans le cadre de l'assemblage des aubes de turbines hydrauliques, le risque de formation d'inclusions de laitiers est élevé, en particulier en raison de l'utilisation du procédé de soudage FCAW. Ce risque est accru par des conditions de soudage difficiles, notamment, celles rencontrées

lors de l'assemblage du bord de fuite avec la ceinture. C'est d'ailleurs souvent dans cette zone qu'on retrouve l'amplitude de contrainte maximale lors de l'opération. Une fois formées, les discontinuités ne sont pas systématiquement détectées par les méthodes de contrôle de qualité conventionnelles comme le rapporte Bajgholi et al. [1]. Dans l'étude de Bajgholi et al., des billes en céramique de différents diamètres ont été insérées dans des soudures en 410NiMo pour simuler des discontinuités artificielles. Leurs résultats montrent que l'inspection par ultrasons conventionnels, effectuée manuellement avec des sondes à faisceau angulaire à un angle de réfraction fixe de 70° , détecte 90 % des discontinuités ayant un diamètre de 5.24 mm.

2.2 Influence des discontinuités sur la résistance en fatigue

Les joints soudés sont des zones particulièrement sensibles à l'endommagement par fatigue dans les turbines Francis. La prévision de la résistance en fatigue dans ces zones repose sur des modèles développés à partir de la LEFM et de la théorie des entailles.

2.2.1 Approche de la mécanique linéaire élastique de la rupture

La mécanique linéaire élastique de la rupture permet de modéliser et d'analyser le comportement des fissures dans les matériaux sous charge. Cette approche repose sur la caractérisation du champ de contrainte autour de la pointe de fissure, où les variations de contrainte sont élevées et localisées.

2.2.1.1 Distribution des contraintes en fond de fissure

À la pointe de fissure, le champ de contraintes devient triaxial, non uniforme et atteint des valeurs très élevées. En LEFM, pour un matériau isotrope et homogène soumis à un chargement en mode I (ouverture), ce champ de contrainte est décrit par la solution de Westergaard [25]. Celle-ci utilise des coordonnées cartésiennes (x, y) avec l'origine située à la pointe de la fissure et l'axe x aligné avec la direction de propagation de la fissure.

Dans cette région, les contraintes locales triaxiales sont exprimées en fonction de la distance radiale $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ et de l'angle $\theta = \arctan(x/y)$ de la manière suivante:

1. Contrainte locale dans la direction X (direction de propagation de la fissure) :

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \quad (2.1)$$

2. Contrainte locale dans la direction Y (perpendiculaire à la propagation de la fissure) :

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \quad (2.2)$$

3. Contrainte de cisaillement dans le plan XY:

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (2.3)$$

Où K est le facteur d'intensité de contrainte; il sera défini plus en détail dans la **Section 2.2.1.2**. Ces expressions montrent que les contraintes triaxiales décroissent selon la relation $\frac{1}{\sqrt{r}}$, ce qui signifie que les contraintes augmentent infiniment lorsque r tend vers zéro, créant ainsi une singularité de contrainte à la pointe de fissure.

La **Figure 2.5** illustre la distribution de la contrainte locale σ_{yy} le long de l'axe x , en fonction de la distance normalisée à la pointe de fissure (x/a), où a est la longueur de la fissure. Pour simplifier cette représentation, l'**Équation 2.2** est appliquée avec les conditions spécifiques : $x = r$, et $\theta = 0$, décrivant la contrainte perpendiculaire à la fissure, là où σ_{yy} est maximale.

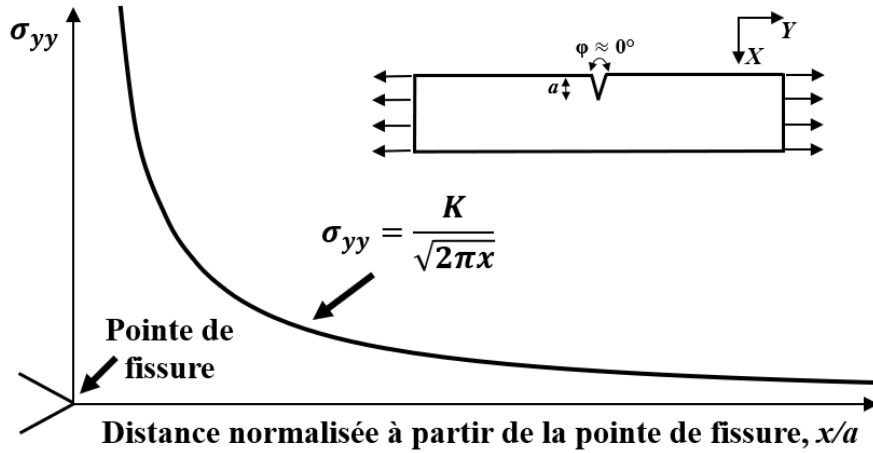


Figure 2.5 Distribution de contrainte élastique en pointe de fissure

2.2.1.2 Définition des paramètres d'une fissure

Facteur d'intensité de contrainte (K)

Le facteur d'intensité de contrainte (K), introduit par Irwin [26], permet de caractériser l'intensité du champ de contrainte locale d'une fissure sous un chargement monotone, en fonction de la

contrainte nominale appliquée (σ_{nominal}) et de la géométrie de la fissure. Celui-ci s'exprime par l'Équation 2.4:

$$K = Y\sigma_{\text{nominal}}\sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

où Y est un facteur de correction géométrique spécifique à la forme et à l'orientation de la fissure. Paris et al. [27] ont étendu cette notion pour les charges cycliques, établissant une relation de puissance entre la vitesse de propagation (da/dN) en fatigue d'une fissure longue et la variation du paramètre K comme montré à la Figure 2.6.

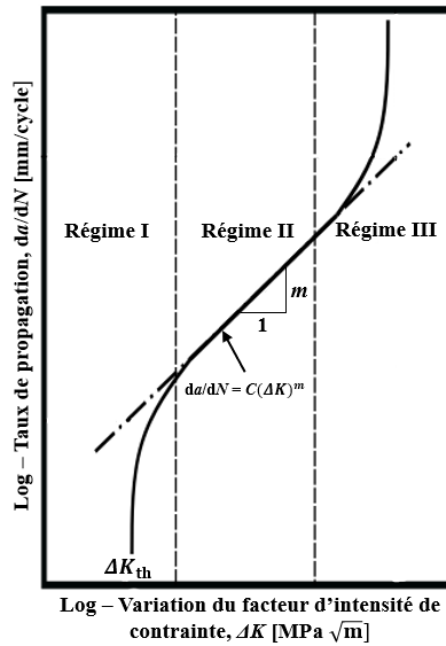


Figure 2.6 Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue à rapport de charge constant (reproduite et adaptée de [28], sous licence Creative Commons)

La variation de la contrainte lors des cycles de fatigue induit une variation correspondante du facteur d'intensité de contrainte (ΔK), définie par :

$$\Delta K = Y\Delta\sigma_{\text{nominal}}\sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

Dans le cas où le rapport de charge cyclique $R \geq 0$, la variation de K est exprimée comme:

$$\Delta K = K_{\text{max}} - K_{\text{min}} = Y(\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}})\sqrt{\pi a} \quad (2.6)$$

Pour $R < 0$, lorsque la contrainte minimale est nulle, la définition de ΔK devient :

$$\Delta K = K_{\max} - 0 = Y(\sigma_{\max} - 0)\sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

Une valeur ΔK au-dessus du régime caractéristique du seuil de propagation définit par ΔK_{th} indique une propagation continue de la fissure longue, tandis qu'une valeur en dessous de ce seuil marque l'arrêt de la propagation.

Exposant de singularité (α)

Dans la LEFM, un paramètre fondamental est l'exposant de singularité (α), qui caractérise l'évolution de la contrainte élastique autour de la fissure. La décroissance en $r^{-0.5}$, rapportée à la **Section 2.2.1.1**, est caractérisée par l'exposant de singularité $\alpha = 0.5$. Irwin [26] a montré qu'à la pointe d'une fissure, lorsque l'angle d'ouverture φ tend vers zéro ($\varphi \approx 0$), α prend la valeur critique de 0.50, marquant la singularité du champ de contrainte dans cette région.

2.2.1.3 Diagramme de Kitagawa-Takahashi

En 1976, Kitagawa et Takahashi (KT) [7] ont montré que la LEFM (avant réservé aux pièces fissurées) pouvait être utilisée pour prévoir la résistance en fatigue des pièces contenant des discontinuités. Le diagramme de KT, montré à la **Figure 2.7**, décrit la transition de la résistance en fatigue ($\Delta\sigma$) en fonction de la taille des discontinuités, en distinguant deux zones : celle des fissures courtes (discontinuités courtes) et celle des fissures longues (discontinuités longues), pour un rapport de charge cyclique (R) spécifique.

Pour l'amorçage des fissures, la résistance en fatigue est déterminée à partir des courbes $S-N$ et correspond à la limite d'endurance ($\Delta\sigma_0$) des éprouvettes sans défauts.

Pour les fissures longues (taille supérieure à a_0), $\Delta\sigma$ est calculée à partir des paramètres géométriques en utilisant la LEFM, tout en tenant compte du seuil de propagation pour le rapport de charge R étudié. Dans ce cas, la relation est la suivante :

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{a\pi}} \quad (2.8)$$

L'intersection entre la pente du seuil d'intensité de contrainte en LEFM (ΔK_{th}) et la résistance en fatigue d'un matériau sans défauts ($\Delta\sigma_0$) est définie par le paramètre a_0 . Ainsi, pour une fissure de longueur a inférieure à a_0 , la fissure courte (ou discontinuité) n'affecte pas la résistance en fatigue du matériau. En revanche, lorsque a est supérieur à a_0 , la résistance en fatigue est dominée par le facteur d'intensité de contrainte au seuil, suivant une pente de $1/2$ en échelle log-log conformément à la LEFM. La transition entre une discontinuité de taille négligeable et une fissure influençant la résistance en fatigue est définie par une taille critique de fissure (a_0), calculée selon:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y \Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (2.9)$$

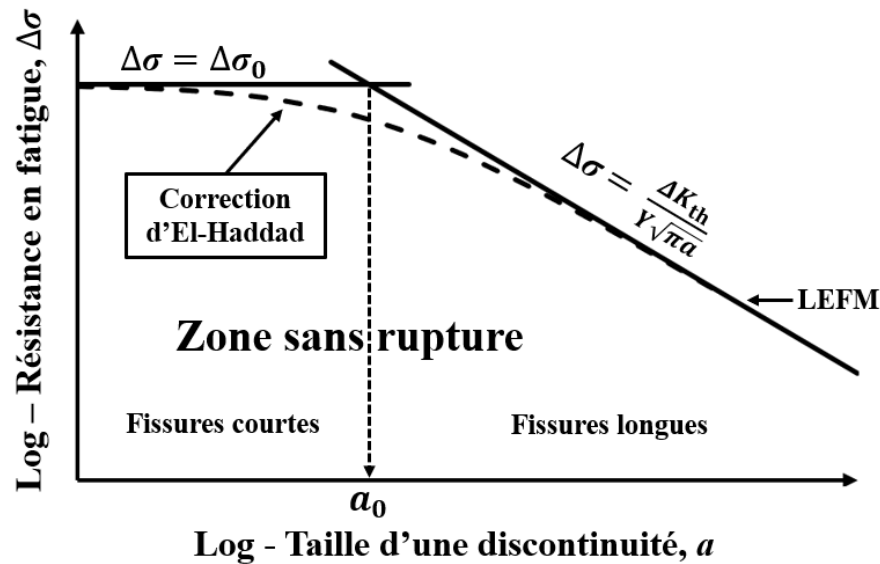


Figure 2.7 Diagramme de Kitagawa-Takahashi illustrant la relation entre la taille de fissure et la résistance en fatigue (reproduite et adaptée de [7], sous licence Creative Commons)

Paramètre d'El-Haddad

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi ne prenait initialement pas en compte l'effet des fissures courtes, qui dévient du comportement linéaire attendu en LEFM, mais dont l'influence sur la résistance en fatigue n'est pas négligeable. En 1979, El-Haddad, Smith et Topper [29] ont suggéré d'ajouter un paramètre, a_0 , à la longueur d'une fissure a pour obtenir une longueur effective ($a + a_0$).

Selon cette approche, l'ajout de a_0 à la longueur de fissure a dans le calcul permet de combler l'écart entre la propagation des fissures courtes et longues, ce qui uniformise la caractérisation de la propagation. Du Quesnay et al. [30] ont démontré que cette équation corrigée doit inclure un facteur de correction géométrique Y et est formulée comme suit :

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(Y^2 a + a_0)}} \quad (2.10)$$

Cette condition, illustrée par une ligne en pointillé dans la **Figure 2.7**, permet d'améliorer la justesse des prévisions de la résistance en fatigue des matériaux présentant de petites discontinuités.

2.2.2 Approche de la mécanique linéaire élastique des entailles

Une entaille est un terme utilisé pour décrire toute discontinuité, comme un trou, une rainure, ou un filet, qui entraîne une augmentation locale des contraintes dans une pièce. En ingénierie, ces formes complexes, également appelées concentrateurs de contrainte (*stress raisers*), réduisent la résistance en fatigue [31]. La distribution des contraintes à la pointe des discontinuités de formes quelconques ne peut pas toujours être décrite par les équations de Westergaard. Williams [32] a calculé les distributions des contraintes pour des entailles avec des angles d'ouverture variés en mettant en évidence l'effet de la singularité des contraintes. Atzori et al. [33] ont adapté ce concept à la fatigue des entailles en appliquant les principes de la mécanique de la rupture.

Dans le cadre de cette approche, deux paramètres d'une entaille permettent d'analyser le champ de contrainte généré par des discontinuités, comme cela sera expliqué dans les sous-sections suivantes.

2.2.2.1 Distribution des contraintes en fond d'entaille

La distribution de contrainte en pointe d'entaille, illustrée à la **Figure 2.8**, est caractérisée par la contrainte locale σ_{yy} (dans la direction du chargement) en fonction de la distance à partir de la pointe d'entaille, de façon analogue à celle caractérisant une fissure.

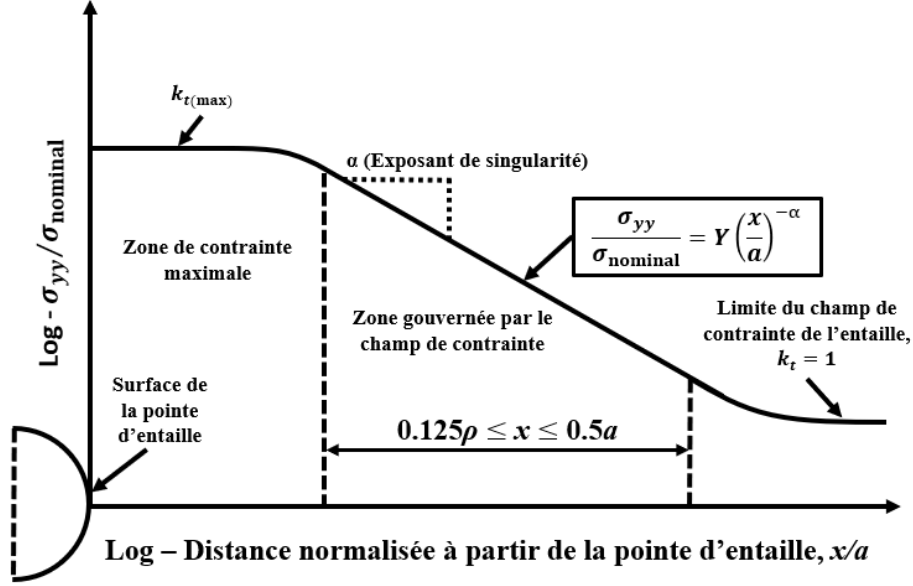


Figure 2.8 Distribution de contrainte élastique en pointe d'entaille (reproduite et adaptée de [34, 35] avec permission de l'éditeur)

Une première différence entre les **Figures 2.5** et **2.8** réside dans le comportement de la contrainte maximale qui ne converge pas vers l'infini dans un cadre strictement linéaire élastique. On observe plutôt un plateau supérieur, où $\sigma_{yy(\text{max})}$ atteint une valeur constante, définissant ainsi une zone de contrainte maximale (*peak stress zone*).

La seconde région, caractérisée par une pente en log-log α , représente la zone gouvernée par le champ de contrainte élastique. Atzori et al. [36] ont délimité cette région entre 0.125ρ et $0.5a$ de la pointe de la discontinuité. La contrainte normalisée dans cette zone peut être calculée à l'aide de l'équation suivante, issue d'une combinaison des **Équations 2.2** et **2.4**, et adaptée selon le formalisme proposé par Verreman et al. [34] :

$$\frac{\sigma_{yy}(x)}{\sigma_{\text{nominal}}} = Y \left(\frac{x}{a} \right)^{-\alpha} \quad (2.11)$$

La troisième zone de la distribution correspond à la région où la contrainte atteint la valeur nominale. La transition entre ces régions dépend principalement de la taille (a), du rayon (ρ) et de l'angle d'ouverture (φ) de l'entaille qui influencent les paramètres k_t et α .

2.2.2.2 Définition des paramètres d'une entaille

Le modèle illustré à la **Figure 2.9** est utilisé pour décrire les paramètres géométriques associés à une entaille.

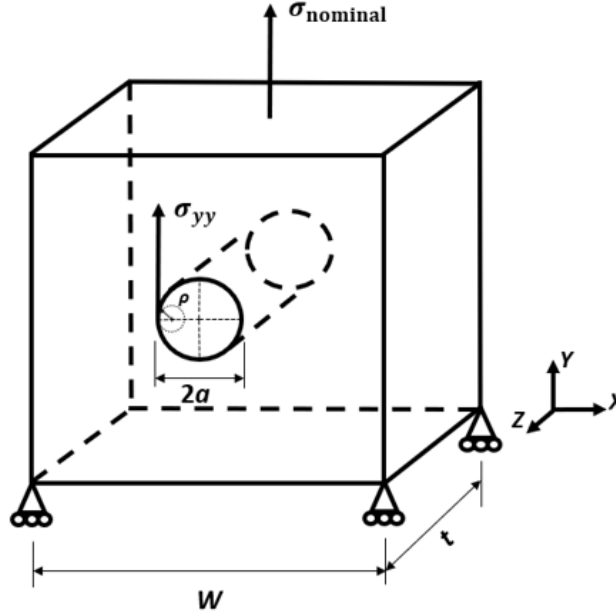


Figure 2.9 Modèle d'une discontinuité cylindrique à travers une plaque

Facteur de concentration de contrainte (k_t)

Le facteur de concentration de contrainte, k_t , désigne l'amplification locale des contraintes autour d'une discontinuité, où la concentration de contrainte est significativement plus élevée que dans le reste de la structure. Ce facteur est déterminé pour des entailles cylindriques et elliptiques à l'aide de solutions théoriques, notamment celle dérivée de la solution d'Inglis [37], et est formulé par l'équation suivante :

$$k_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} = 1 + 2\sqrt{\zeta} \quad (2.12)$$

Pour une acuité (ζ) égale à 1, représentant une discontinuité cylindrique (voir **Figure 2.9**), k_t est égal à 3 pour une plaque de largeur infinie. L'équation peut également être reformulée pour inclure la contrainte locale maximale [38], comme indiqué dans l'équation suivante :

$$k_t = \frac{\sigma_{yy(max)}}{\sigma_{nominal}} \quad (2.13)$$

Ce facteur est déterminant dans la prévision de la résistance en fatigue des entailles, car il identifie les zones les plus susceptibles d'amorcer une fissure. Le k_t est lié à la racine du paramètre géométrique de l'entaille et, dans le cas de géométries complexes ($\zeta > 1$), il peut atteindre des valeurs nettement plus élevées que 3.

Schuscha et al. [39] ont mené une analyse microscopique pour calculer le k_t des discontinuités de surface observées sur des éprouvettes en aluminium EN AC-46200 (voir **Figure 2.10**). Les formes et dimensions des discontinuités ont été modélisées en 2D à l'aide du logiciel d'analyse par éléments finis (FEA) ABAQUS CAE et simulées sous une contrainte uniaxiale de 1 MPa. Les résultats obtenus pour k_t , variant de 5.6 à 8.8, dépassent largement la valeur théorique de 3 pour des discontinuités cylindriques simples. Cela confirme que la géométrie complexe des discontinuités influence fortement l'amplification des contraintes locales, avec un k_t beaucoup plus élevé dans les cas de discontinuités aux formes irrégulières.

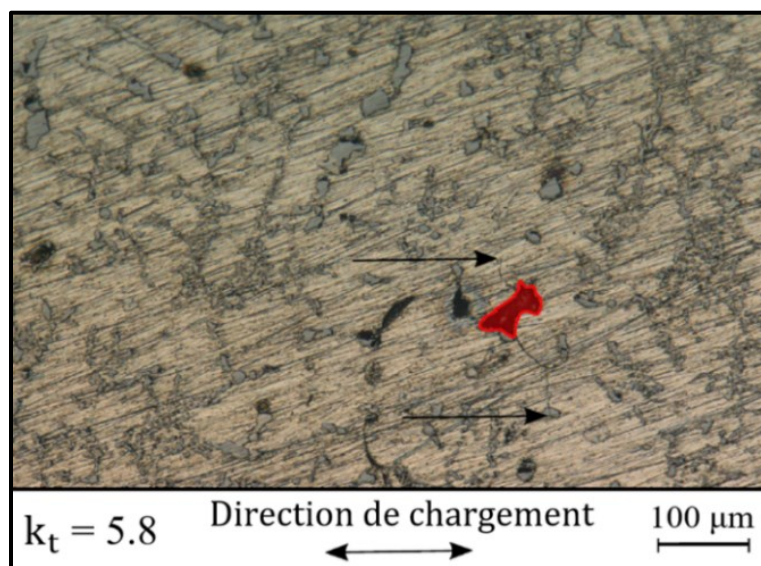


Figure 2.10 Mesure du k_t par FEA réalisée à partir de l'analyse des discontinuités de surface présentes dans des éprouvettes en aluminium EN AC-46200 (reproduite et adaptée de [39] avec permission de l'éditeur)

Dans une autre étude, Schuscha et al. [40] ont utilisé la tomographie assistée par ordinateur pour numériser des cavités de retrait artificielles formées dans la fonte d'acier G21Mn5. Ces données ont permis de développer un modèle numérique représentatif après lissage de la surface, comme illustré dans la **Figure 2.11**.



Figure 2.11 Cavité de retrait : (a) Numérisation CT et (b) Modèle numérique généré après lissage de la surface (reproduite et adaptée de [40], sous licence Creative Commons)

L'étude de sensibilité du maillage (voir **Figure 2.12**) a révélé que le raffinement du maillage a un impact significatif sur le temps de calcul. En effet, pour des éléments tétraédriques quadratiques, le temps de calcul est multiplié par 400 lorsque la taille du maillage passe de 500 μm à 125 μm . Ce raffinement du maillage influe également sur les valeurs de k_t , qui varient entre 2.97 à 3.54, démontrant que plus le maillage est fin, plus la précision de k_t est accrue.

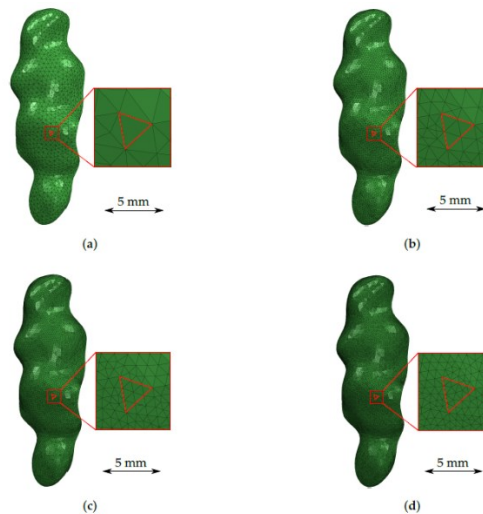


Figure 2.12 Étude de sensibilité du maillage pour la modélisation numérique de cavité de retrait.

Taille moyenne des éléments : (a) 500 μm , (b) 250 μm , (c) 167 μm , (d) 125 μm (reproduite et adaptée de [40], sous licence Creative Commons)

Exposant de singularité (α)

Williams [32] a démontré que le degré de singularité du champ de contrainte est dépendant de l'ouverture de l'entaille (φ). En référence à la **Section 2.2.1** lorsque le rayon d'entaille tend vers

zéro, atteignant une géométrie de celle d'une fissure, la distribution de contrainte devient singulière. De plus, l'Équation 2.12 montre que le facteur de concentration de contrainte augmente à mesure que le rayon d'entaille diminue, renforçant ainsi l'effet de singularité au niveau de la pointe de l'entaille. Williams [32] a déterminé que pour des valeurs de φ comprises entre 90° et 0° , l'exposant de singularité reste presque constant, avec des valeurs se situant entre 0.46 et 0.50. Toutefois, il a aussi montré que cet exposant varie significativement lorsque φ dépasse 90° .

2.2.2.3 Théorie du facteur d'intensité de contrainte des entailles

La résistance en fatigue des entailles peut être étudiée à travers la mécanique linéaire élastique des entailles (LENM), permettant d'analyser les distributions de contrainte autour de discontinuités, qu'elles soient pointues ou émoussées. Pour une entaille donnée, cette résistance en fatigue dépend de la distribution de contrainte et de l'étendue de la zone affectée dans la microstructure, caractérisée par un exposant de singularité α , dont la valeur maximale est 0.5, correspondant au cas d'une discontinuité assimilable à une fissure.

L'effet d'une entaille de longueur a sur la résistance en fatigue d'un matériau ($\Delta\sigma$) est décrite par l'Équation 2.14, qui inclut la variation de l'intensité de contrainte d'entaille au seuil ($\Delta K_{th,n}$), exprimée en MPa m $^\alpha$:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th,n}}{Y\sqrt{\pi}a^\alpha} \quad (2.14)$$

Lorsque la distribution de contrainte constante, localisée près de la pointe de l'entaille, s'étend sur plusieurs grains, la résistance en fatigue peut être estimée à partir de celle d'une éprouvette à bords lisses, ajustée par un facteur de concentration de contrainte. Cette relation s'exprime ainsi:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta\sigma_0}{k_t} \quad (2.15)$$

La transition entre l'application de la LENM et une distribution de contrainte uniforme est définie par le paramètre suivant :

$$a_n^* = a_{0,n} k_t^{\frac{1}{\alpha}} \quad (2.16)$$

Le paramètre $a_{0,n}$, analogue à l'Équation 2.9, traduit la transition entre la résistance en fatigue d'une éprouvette à bords lisses et la mécanique des entailles, où la résistance en fatigue est

gouvernée par la distribution de contrainte à la pointe de l'entaille. Ce paramètre est exprimé par l'équation suivante :

$$a_{0,n} = \left(\frac{\Delta K_{th,n}}{Y\sqrt{\pi}\Delta\sigma_0} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \quad (2.17)$$

Selon cette approche, l'ajout de $a_{0,n}$ à la taille de l'entaille a dans le calcul permet d'uniformiser la caractérisation de la propagation et s'applique à une gamme d'exposants de singularité. L'équation de correction généralisée d'El-Haddad, analogue à l'**Équation 2.10**, s'exprime comme suit :

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th,n}}{\sqrt{\pi}(Y^{1/\alpha}a + a_{0,n})^\alpha} \quad (2.18)$$

Pour caractériser la résistance en fatigue des entités entaillées, diverses approches théoriques ont été proposées par Atzori et al. [33]. Ces approches incluent la LEFM, l'énergie locale (\bar{w}) [41-43], et la méthode du point (PM), qui permettent de calculer la variable adimensionnelle β . Cette variable permet d'établir un lien entre le seuil de propagation d'une fissure (ΔK_{th}) et son équivalent pour une entaille ($\Delta K_{th,n}$). Cette relation est particulièrement utile, car elle permet de prévoir le facteur d'intensité de contrainte d'une entaille à partir de la résistance en fatigue du matériau sans défauts et du seuil de propagation, pour une large gamme de géométries d'entaille. L'équation modifiée à partir de [9] est la suivante:

$$\Delta K_{th,n} = \beta \Delta\sigma_0^{(1-2\alpha)} \Delta K_{th}^{2\alpha} \quad (2.19)$$

L'équation de la variable adimensionnelle β , dérivée de la méthode du point, est utilisée pour estimer la résistance en fatigue d'une entaille, selon l'équation suivante :

$$\beta_{PM} = \frac{\sqrt{2}}{2^\alpha} \pi^{((1/2)-\alpha)} \quad (2.20)$$

Pour référence, le paramètre ΔK_{th} pour le métal d'apport 410NiMo, mesuré par Patriarca et al. [44], est de $5.16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour un rapport de charge cyclique $R = 0.1$.

2.2.2.4 Diagramme d'Atzori-Lazzarin

Le diagramme d'Atzori-Lazzarin (AL) [9] (voir **Figure 2.13**) permet d'évaluer la résistance en fatigue d'une entaille pour des valeurs spécifiques de ζ et un α . Ce diagramme constitue une extension du modèle de Kitagawa-Takahashi, intégrant la LENM.

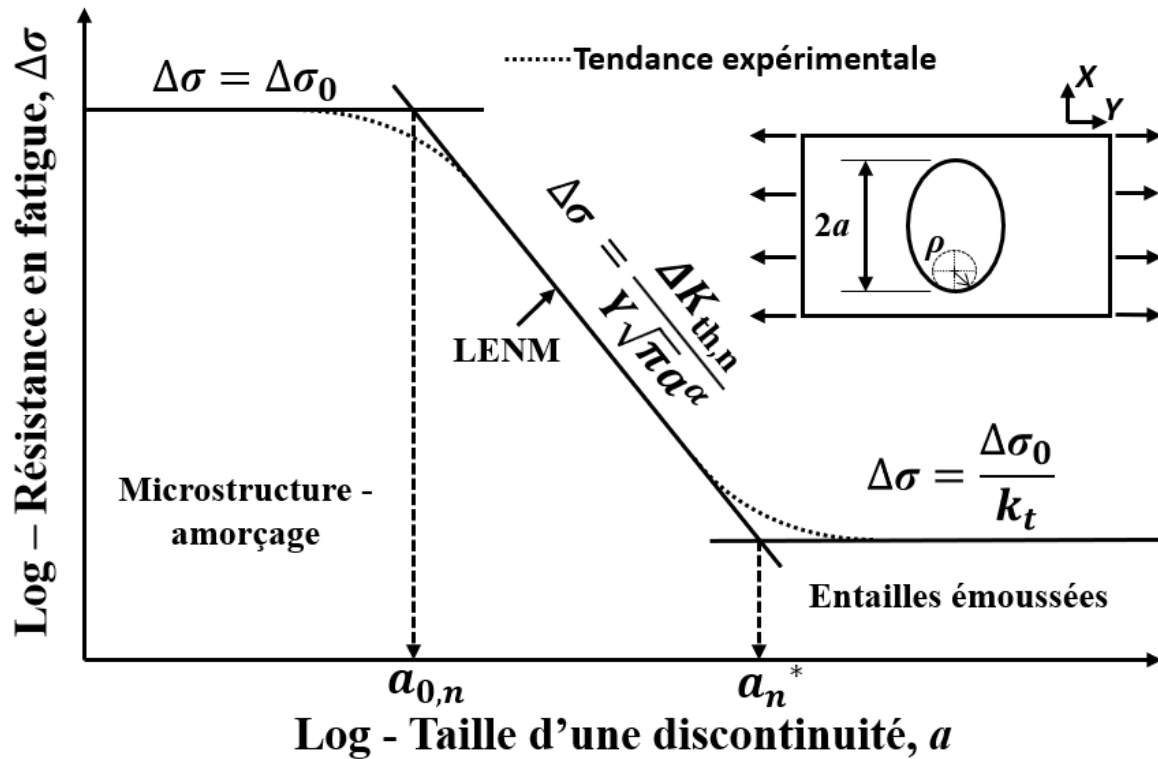


Figure 2.13 Diagramme d'Atzori-Lazzarin (reproduite et adaptée de [9, 33] avec permission de l'éditeur)

Le diagramme d'Atzori-Lazzarin généralisé [9] constitue un outil de prévision avancé permettant d'évaluer la résistance en fatigue en fonction de divers angles d'ouverture de l'entaille (φ). Une augmentation de φ , engendre une diminution de l'exposant de singularité (α). Lorsque α diminue, la résistance en fatigue prévue est plus élevée que celle prévue par la LEFM applicable aux fissures longues comme schématisée à la **Figure 2.14**.

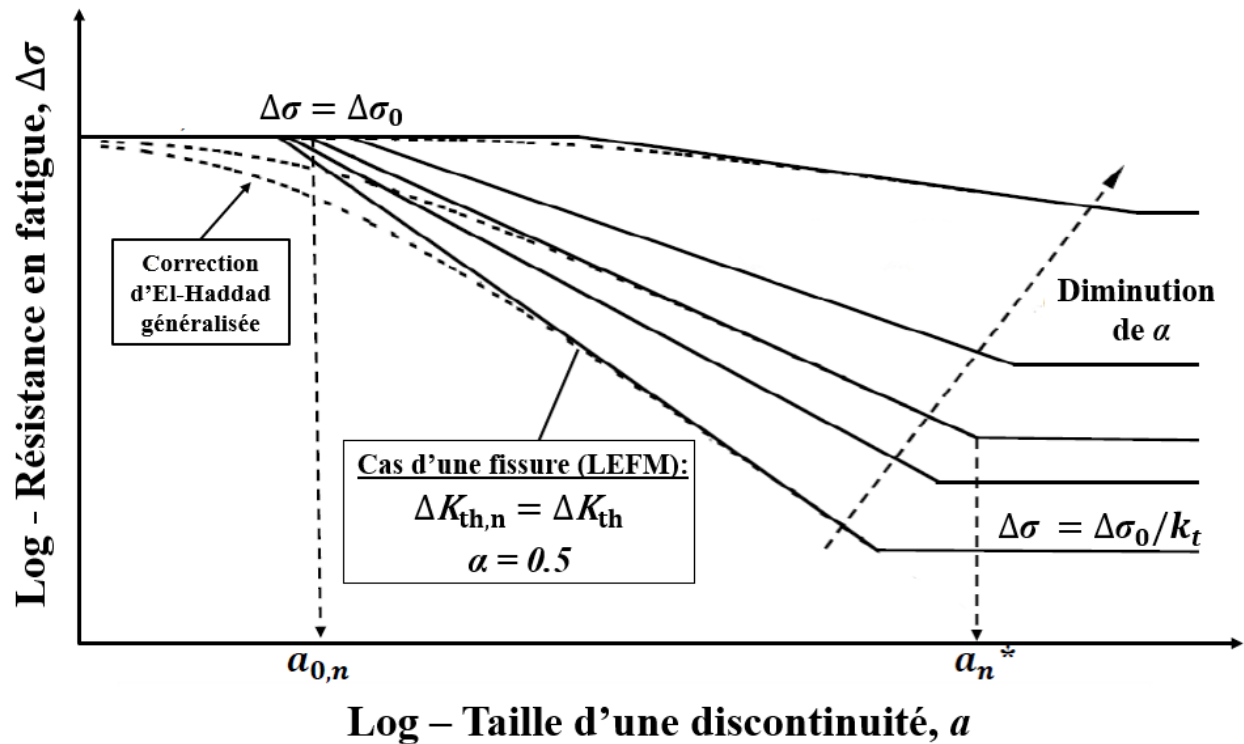


Figure 2.14 Diagramme d'Atzori-Lazzarin généralisé (reproduite et adaptée de [9, 33] avec permission de l'éditeur)

2.3 Résistance en fatigue à grand nombre de cycles des joints soudés en présence de discontinuités de grande taille

Atzori et al. [45] proposent une évaluation de la résistance en fatigue à grand nombre de cycles pour des joints soudés, en se basant sur les facteurs d'intensité de contrainte au niveau des entailles. Cette analyse, fondée sur un formalisme établi dans les sections précédentes, démontre l'efficacité de la méthode appliquée.

La **Figure 2.15** présente les résultats expérimentaux obtenus à partir de 12 éprouvettes, initialement étudiés par Maddox [46] et Gurney [47], constitués de joints soudés en V avec un angle d'ouverture de 135°, tous en condition *tel que soudé* et fabriqués en acier de construction. Les essais ont été réalisés sous un chargement cyclique de $N = 5E^6$ cycles avec un rapport de charge $R = 0$. Les prévisions de résistance en fatigue sont comparées pour différents exposants de singularité, variant de 0.25 à 0.50, correspondant à des angles d'ouverture d'entaille de 0°, 120°, 135°, et 150°.

Pour un angle d'ouverture de 135° , une correction généralisée d'El-Haddad est appliquée, permettant de prévoir avec justesse la transition entre la résistance en fatigue d'une éprouvette à bords lisses et la mécanique des entailles. Le facteur de concentration de contrainte k_t est respectivement de 3.65 et 1.85 pour des rayons de pied de soudure de 0.5 mm et 5.0 mm. La résistance en fatigue d'éprouvettes sans défauts est de 155 MPa. Pour un exposant de singularité $\alpha = 0.33$, le facteur d'intensité de contrainte de l'entaille atteint $24.7 \text{ MPa m}^{0.33}$.

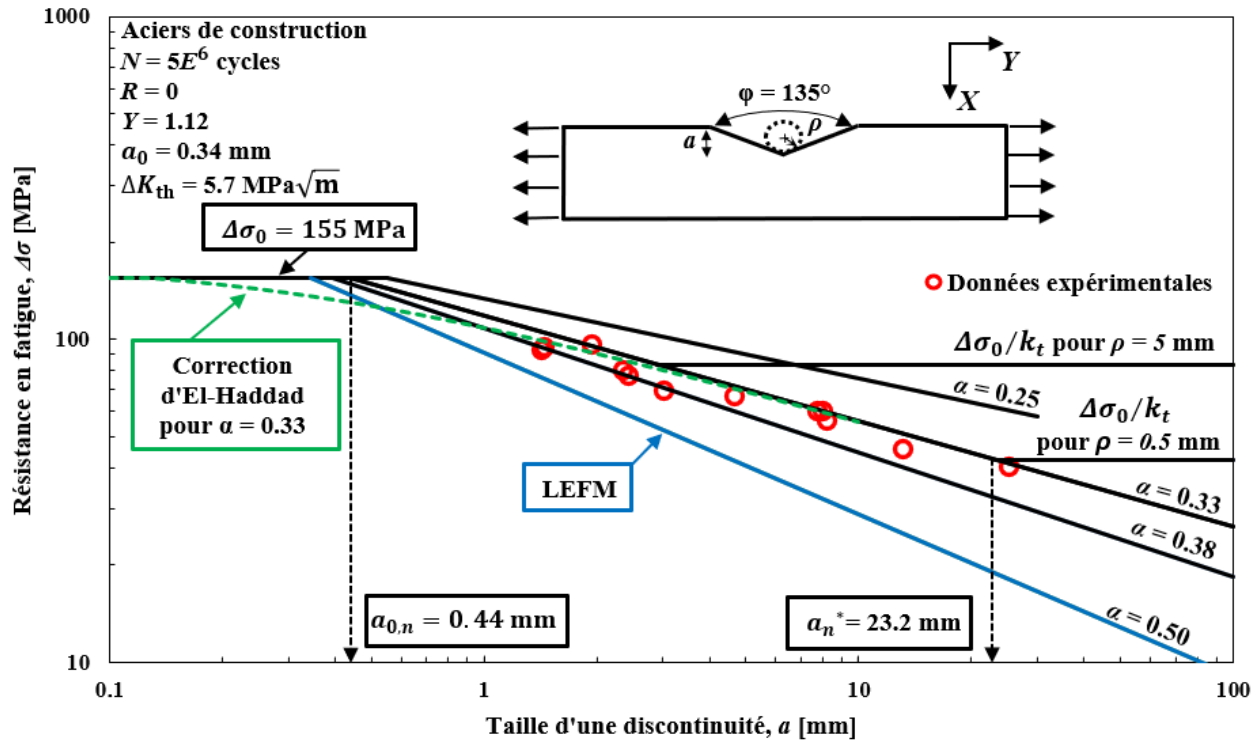


Figure 2.15 Diagramme d'Atzori-Lazzarin généralisé pour des joints soudés en angle en acier de construction aux conditions $N = 5E^6$ cycles et $R = 0$ (reproduite et adaptée de [45] avec permission de l'éditeur)

Un autre exemple, concernant des entailles hémisphériques micro-perçées en acier inoxydable 410NiMo (exposant de singularité $\alpha = 0.18$), est présenté dans les travaux d'Akbarian [11]. Celle-ci a obtenu une valeur de $\Delta K_{th,n}$ de $178 \text{ MPa m}^{0.18}$, déterminée à partir de l'ajustement de la pente expérimentale $\Delta\sigma = 348a^{-0.18}$, illustré dans la **Figure 2.16**. La méthode du point a permis de calculer un NSIF de $178 \text{ MPa m}^{0.18}$, validé par les résultats expérimentaux

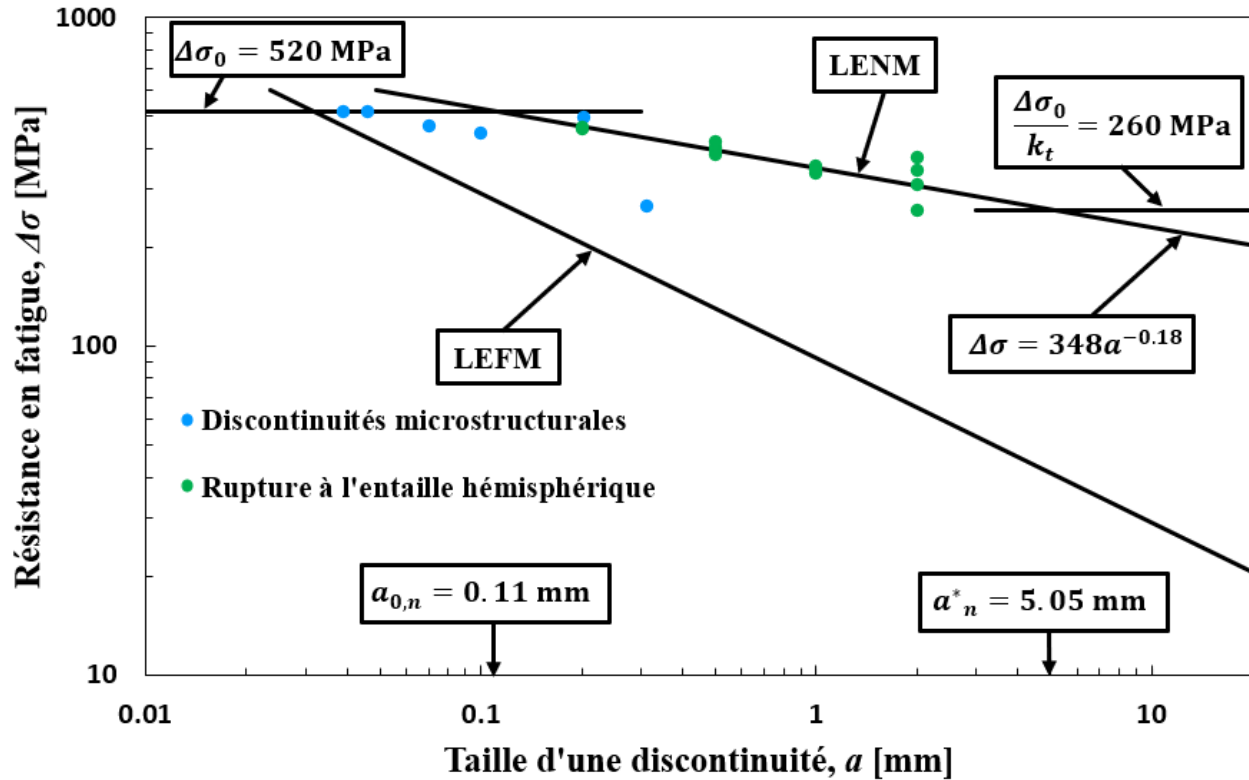


Figure 2.16 Résistance en fatigue d'une entaille hémisphérique du matériau soudé 410NiMo, pour $\zeta = 1$, $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$ (reproduite et adaptée de [11])

Une résistance en fatigue maximale de 520 MPa a été observée pour des éprouvettes à bords lisses dans des conditions $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$. La valeur de $\Delta\sigma_0$ de 520 MPa pour le matériau 410NiMo, a donc été adoptée pour cette étude.

2.4 Sommaire

La revue de littérature présentée dans ce chapitre met en évidence que le procédé de soudage multipasse par FCAW génère des discontinuités qui affectent considérablement la résistance en fatigue des joints. Parmi ces discontinuités, on retrouve des inclusions d'oxydes, des inclusions de laitier, des manques de fusion ainsi que des porosités, lesquels peuvent devenir des sites préférentiels à l'amorçage de fissures. Les inclusions d'oxydes, en particulier, varient en taille, allant de 1 μm à 100 μm , tandis que les pores associés aux inclusions de laitier, de dimensions plus importantes, forment des discontinuités allongées pouvant atteindre plusieurs millimètres. Ces derniers, qualifiés de grandes discontinuités volumétriques, représentent un intérêt particulier pour cette étude.

Le CT scan est reconnue dans la littérature comme un outil permettant de faire une caractérisation fine des discontinuités volumétriques. En numérisant avec précision la géométrie complexe des discontinuités, le CT fournit les données nécessaires pour modéliser par éléments finis le champ de contrainte local se développant autour des discontinuités. Ce champ de contrainte est caractérisé par l'exposant de singularité (α) et le facteur de concentration de contrainte (k_t).

Les récents travaux d'Atzori et al. [9, 33, 45, 48] et d'Akbarian [11] démontrent que l'utilisation de l'approche LEFM tend à sous-estimer la résistance en fatigue des joints soudés, alors qu'une approche basée sur la mécanique des entailles permet des prévisions plus justes. Ces travaux de la littérature se sont focalisés sur la caractérisation des discontinuités de soudage dans des conditions de fatigue à haut nombre de cycles (plus de 2 millions), avec des rapports de charge cyclique allant de $R = 0$ et $R = 0.1$, et portent sur divers alliages d'aciers et d'aluminium. Ces études couvrent une gamme de tailles de discontinuités variant entre 0.2 à 25 mm, avec des angles d'ouvertures (φ) comprises entre 45° et 160° , permettant d'anticiper que cette approche pourrait être bénéfique pour la prévision de la résistance en fatigue des soudures contenant de grandes discontinuités volumétriques. Cependant, il subsiste un manque de données pour calibrer cette approche à des discontinuités produisant des distributions de contrainte variées, plutôt qu'à des discontinuités ayant des angles d'ouverture d'entaille strictement définis en forme de V ou en U dans les joints soudés.

Malgré ces avancées, la littérature traitant de la quantification de l'influence des discontinuités volumétriques allongées de soudage FCAW sur la résistance en fatigue du 410NiMo est incomplète. Actuellement, aucune donnée spécifique n'est disponible pour évaluer avec justesse la résistance en fatigue de ces discontinuités dans des conditions industrielles. Cette absence de données constitue une limitation importante pour la validation des stratégies de conception et de maintenance.

CHAPITRE 3 STRUCTURE GÉNÉRALE DU PROJET

Ce chapitre présente le cadre conceptuel et les objectifs du projet, établissant une base solide avant d'aborder les aspects techniques détaillés dans les chapitres suivants. Il fournit également une vue d'ensemble de l'organisation du mémoire, expliquant comment chaque chapitre contribue à répondre à la question de recherche et aux objectifs spécifiques.

3.1 Objectifs spécifiques

La question de recherche formulée à la fin de l'introduction est la suivante :

L'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin peut-elle améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour les soudures 410NiMo présentant de grandes discontinuités volumétriques ?

Ce projet de maîtrise répond à la question de recherche en visant les objectifs spécifiques (OS) suivants :

OS1) Analyser la distribution de contrainte au fond de discontinuités volontairement introduites lors du soudage FCAW de l'acier 410NiMo.

OS2) Prévoir la résistance en fatigue à partir des résultats de **OS1** et de la théorie des entailles.

OS3) Vérifier empiriquement les prévisions de la résistance en fatigue.

OS4) Poser les limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue.

3.2 Organisation du mémoire

Pour répondre à la question de recherche et aux objectifs spécifiques, le mémoire est structuré comme suit :

- **Chapitre 4 : Méthodologie Expérimentale Générale** - Ce chapitre décrit en détail les étapes expérimentales et la méthodologie employées pour atteindre les objectifs du projet. Il couvre principalement les objectifs spécifiques **OS1** et **OS3**, en expliquant les étapes de préparation des éprouvettes, le soudage par FCAW, le traitement thermique post-soudage, l'introduction de la discontinuité, l'usinage des éprouvettes, les simulations par éléments finis, les essais de fatigue, et les analyses fractographiques. Ce chapitre complète les informations non abordées dans l'article scientifique du **Chapitre 5**.

- **Chapitre 5 : Article scientifique** - Ce chapitre présente l'article rédigé dans le cadre de ce mémoire et soumis au journal *Engineering Fracture Mechanics*. L'article traite de la résistance en fatigue des soudures 410NiMo contenant des discontinuités artificielles et aborde les trois objectifs spécifiques **OS1**, **OS2**, **OS3** et **OS4** en mettant particulièrement l'accent sur la vérification empirique des prévisions de résistance en fatigue (**OS3**). Ce travail a également fait l'objet d'une présentation à la *European Conference on Fracture 2024* (ECF24), tenue à Zagreb, en Croatie.
- **Chapitre 6 : Résultats Complémentaires** - Ce chapitre expose des résultats supplémentaires sur la caractérisation des sites d'amorce. Il complète les résultats de l'article (**Chapitre 5**) et se concentre exclusivement sur le **OS3** et **OS4**, en approfondissant l'analyse des mécanismes d'amorçage des fissures.

Le chapitre suivant détaille la stratégie de recherche ainsi que les méthodes expérimentales employées pour atteindre ces objectifs.

CHAPITRE 4 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE GÉNÉRALE

Ce chapitre décrit les étapes expérimentales et la méthodologie employées pour atteindre les objectifs du projet. Il couvre les objectifs spécifiques **OS1** et **OS3**, en détaillant les variables influençant la résistance en fatigue, les méthodes de préparation des échantillons, ainsi que les étapes de caractérisation des discontinuités et de vérification empirique de la résistance en fatigue.

Définitions des variables

Comme indiqué dans le sommaire de la revue de littérature, la résistance en fatigue des discontinuités présentes dans le matériau soudé 410NiMo est influencée par des facteurs géométriques et matériels. Afin de prévoir la résistance en fatigue des soudures contenant de grandes discontinuités volumétriques, les effets de ces paramètres doivent être isolés. Sur la base des données disponibles dans la littérature, les paramètres les plus pertinents sont représentés dans la **Figure 4.1**.

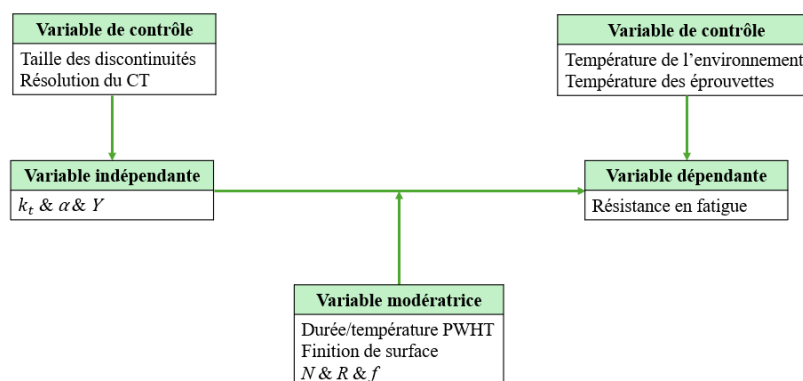


Figure 4.1 Variables dépendantes, indépendantes, modératrices et de contrôle

Ce diagramme est utilisé pour décrire les interactions entre les différentes variables : contrôlées, indépendantes, modératrices et dépendantes, fournissant ainsi un cadre analytique pour comprendre et prévoir le comportement en fatigue du matériau.

Dans cette étude, les variables indépendantes incluent le **facteur de concentration de contrainte** (k_t), l'**exposant de singularité** (α) et le **facteur de correction géométrique** (Y) de la discontinuité. Ces paramètres géométriques permettent de quantifier l'influence des discontinuités induites par le soudage sur la capacité du matériau à résister en fatigue au chargement cyclique.

Les variables de contrôle influencent principalement les variables indépendantes. Parmi ces variables de contrôle figurent la **taille des discontinuités** et la **résolution maximale de la**

tomographie assistée par ordinateur (CT), fixée à **20 $\mu\text{m}/\text{voxel}$** . La taille des discontinuités détermine leur impact sur la résistance en fatigue du matériau, tandis que la résolution des numérisations CT conditionne la précision des mesures de ces discontinuités. La taille des discontinuités varie d'une éprouvette à l'autre, car elles sont introduites volontairement dans la soudure. La **température ambiante** du laboratoire et des **éprouvettes** a été maintenue constante lors des essais de fatigue, influençant ainsi la variable dépendante du projet.

Les variables modératrices affectent la relation entre les variables indépendantes et dépendantes. La première variable modératrice est le **traitement thermique post-soudage (PWHT)**, réalisé pendant **huit heures à 605 °C**, afin d'atténuer la martensite et relâcher les contraintes résiduelles générées par le soudage. La seconde variable est le polissage des éprouvettes. Les éprouvettes sont polies avec une **finition de surface** de **1 μm** à l'aide de pâte diamantée. Chaque étape de polissage est accompagnée d'un nettoyage par hydropulseur et d'une immersion dans un bain à ultrasons pour évacuer les particules de diamant piégées dans les discontinuités. Enfin, les paramètres des essais de fatigue sont également modérateurs, incluant le **nombre de cycles (N)** ciblé à **2E⁶**, le **rapport de charge cyclique (R)** de **0.1** et la **fréquence de vibration** du vibrophore à **108 Hz**.

La variable dépendante, qui est la **résistance en fatigue**, représente la capacité du matériau à résister à des cycles de charge avant la rupture. Elle est déterminée par l'ensemble des autres variables et constitue un indicateur clé du comportement en fatigue des soudures contenant des discontinuités volumétriques.

Plan expérimental et techniques de caractérisation

Le **Tableau 4.1** présente la corrélation entre les étapes expérimentales et les objectifs spécifiques du projet. La stratégie de recherche consiste à introduire une discontinuité centrale allongée dans une soudure de 410NiMo, à partir de laquelle des éprouvettes de fatigue sont usinées. Le matériau soudé est ensuite caractérisé par des essais métallographiques et de microdureté Vickers autour de la discontinuité. Les discontinuités sont numérisées par CT, modélisées dans le logiciel SolidWorks et exportées dans le logiciel ABAQUS CAE pour une analyse par éléments finis.

Les prévisions de résistance en fatigue sont réalisées en utilisant le diagramme KT et la théorie NSIF, intégrant les facteurs géométriques de chaque discontinuité. Les éprouvettes sont ensuite soumises à des essais de fatigue, au cours desquels un essai est interrompu pour observer l'amorçage des fissures. Des analyses fractographiques sont réalisées pour identifier les sites

d'amorces, à l'aide de techniques telles que la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage, la spectroscopie à dispersion d'énergie et l'imagerie par électrons rétrodiffusés (BSE). Enfin, l'outil de prévision de la résistance en fatigue est ajusté en fonction des résultats expérimentaux.

Tableau 4.1 Méthodologie et plan expérimental basé sur les objectifs de recherche

Méthodologie		Objectifs			
Tâches	Méthode d'essai	1. Analyser la distribution de contrainte au fond de discontinuités volontairement introduites lors du soudage de l'acier 410NiMo.	2. Prévoir la résistance en fatigue à partir des résultats de SO1 et de la théorie des entailles.	3. Vérifier empiriquement les prévisions de la résistance en fatigue.	4. Poser les limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue.
1.1 Préparer les éprouvettes.	FCAW, PWHT, introduction de la discontinuité centrale allongée, et polissage.	X		X	X
1.2 Caractériser la soudure sur un bloc métallographique.	Attaque chimique, MO, et essais de microdureté.	X		X	X
1.3 Calculer numériquement les facteurs géométriques de chaque éprouvette : k_t , α et Y .	Numérisation CT des discontinuités, modélisation 3D (SolidWorks), et FEA (ABAQUS).	X			X
2.1 Prévoir la résistance en fatigue.	Diagramme KT, théorie NSIF.		X		X
3.1 Éprouver en fatigue.	Incrémentation de charge @ $R=0.1$; $N = 2E^6$ cycles par vibrophore. Un essai est interrompu.			X	X
3.2 Identifier les sites d'amorce.	MO, MEB, EDS, BSE.			X	X

4.1 Comparer les résistances en fatigue.	-				X
4.2 Calibrer et identifier les limites.	-				X

4.1 Soudage

Cette section détaille la méthodologie adoptée pour introduire une discontinuité centrale allongée dans la direction de soudage d'une plaque en acier S41500 remplie avec de multiples cordons en 410NiMo. L'introduction de la discontinuité a été délibérément réalisée en introduisant des résidus de flux à la racine de la soudure, générant ainsi une inclusion de laitier. Ce flux, une composante du procédé de soudage, permet de reproduire de manière contrôlée les discontinuités internes similaires à celles observées dans un environnement industriel. L'utilisation du robot *SCOMPI®*, développé par l'IREQ, assure une répétabilité optimale et une constance dans les paramètres de soudage, garantissant ainsi une déposition uniforme des cordons de soudure 410NiMo. Le procédé de soudage à l'arc avec fil fourré, illustré à la **Figure 4.2**, est entièrement automatisé par la fixation de la torche sur le bras robotisé du système.

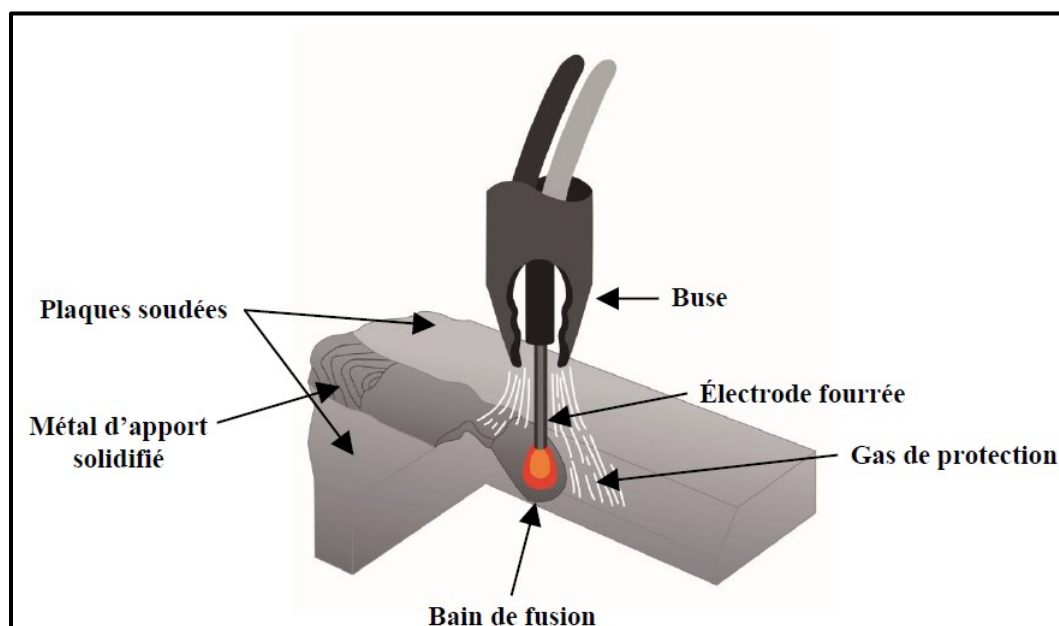


Figure 4.2 Illustration du procédé de soudage FCAW [4]

4.1.1 Paramètre de soudage

Le procédé FCAW a été employé pour déposer les cordons de soudure sur un matériau de base en acier inoxydable martensitique S41500, avec un métal d'apport constitué de fil fourré 410NiMo (classification de l'électrode E410NiMoT1-1). Le soudage a été réalisé conformément à la norme AWS A.5.22M [16], sous la supervision technique de l'IREQ. Les paramètres de soudage sont résumés dans le **Tableau 4.2**.

Tableau 4.2 Paramètres de la procédure de soudage FCAW

Paramètres de soudage	Valeurs
Gaz de protection externe	Argon / 25% CO ₂
Courant (A)	265
Tension (V)	28.3
Diamètre du fil (mm)	1.6
Longueur terminale (mm)	20.0
Vitesse de soudage (mm/s)	6.5
Énergie de soudage (J/mm)	1171
Angle de déplacement de la torche (deg.)	6.0
Angle transversal de la torche (deg.)	-31 à 25
Taux de dépôt (kg/h)	5.5
Température de préchauffage (°C)	> 100
Température entre-passes (°C)	< 200
Position de soudage	1G

Le contrôle des températures de préchauffage et d'entre-passes minimise les risques de fissuration à froid. Un préchauffage à 100 °C diminue le taux de refroidissement du métal d'apport, limitant ainsi la formation de fissures pendant le soudage [10]. Les paramètres de tension et de courant influencent la stabilité de l'arc ainsi que pour la profondeur de pénétration de la soudure. Dans ce projet, la procédure de soudage exige une pénétration complète. Le gaz de protection, composé de 75% d'argon et de 25% de CO₂ est couramment utilisé dans le procédé FCAW pour sa capacité à offrir une vitesse de soudage rapide, combinée à une pénétration optimale du joint soudé [19].

4.1.2 Introduction d'une discontinuité dans la soudure

L'introduction planifiée d'une inclusion de laitier au centre de la racine d'un joint soudé est réalisée à l'aide du robot de soudage *SCOMPI*®, utilisant la technique de soudage à l'arc avec fil fourré. La **Figure 4.3** montre l'équipement robotisé en cours de préparation pour l'opération de soudage. Le bras robotisé, équipé d'une torche FCAW, est programmé pour déposer des cordons de soudures 410NiMo le long de l'axe longitudinal de la plaque de 457 mm d'acier inoxydable S41500. Ce processus automatisé est conçu pour garantir une précision et une reproductibilité élevées dans les applications de soudage afin d'assurer un placement exact des cordons.

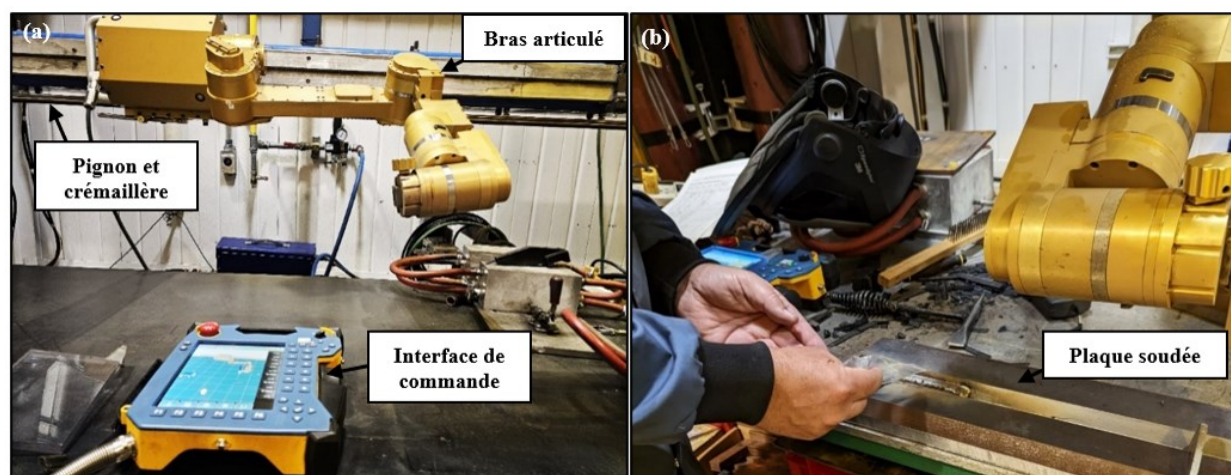


Figure 4.3 Robot de soudage *SCOMPI*® utilisé pour la déposition du métal d'apport 410NiMo :
 (a) Vue de l'équipement lors du soudage (b) Préparation de la plaque (Courtoisie du technicien de l'IREQ, René Dubois)

La première étape de l'introduction de la discontinuité consiste à fraiser une cavité dans la plaque, créant une cavité au fond plat avec des angles de 45° , formant un chanfrein en V. Après cette opération, la surface de la plaque est préparée par usinage. Des essais préliminaires ont permis d'ajuster la distance transversale entre les deux cordons de soudure à 18 mm, optimisant ainsi la fusion et la taille de la discontinuité. La première passe de soudure a été retirée, car elle aurait placé la discontinuité directement dans le chanfrein. Une nouvelle couche de soudure a ensuite permis de déposer efficacement du flux à la racine du joint, créant ainsi une discontinuité centrale allongée, positionné de manière précise au centre de la plaque (voir **Figure 4.4**). Le flux a été distribué de manière à reproduire des discontinuités internes de taille et de forme comparables à celles observées en conditions industrielles, comme illustré à la **Figure 2.3**.

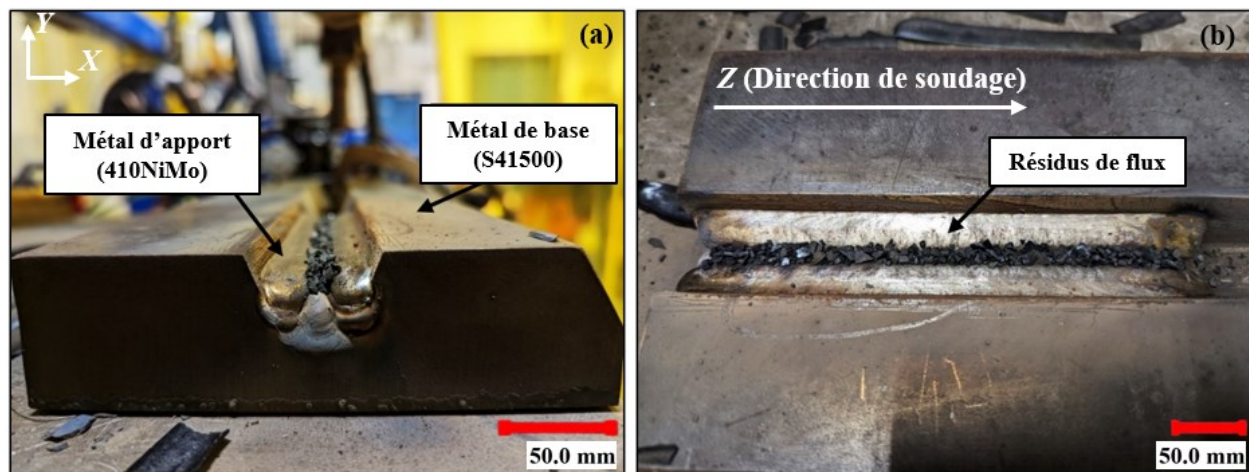


Figure 4.4 Dépôts des résidus de flux le long de l'axe longitudinal de la plaque soudée : (a) Vue de face (b) Vue de dessus

Enfin, la **Figure 4.5** montre l'état post-soudage, où le flux a été entièrement recouvert par les cordons de soudure en 410NiMo. Une fois recouvert, ce flux génère une discontinuité interne dans la soudure. Après le remplissage de la cavité par une soudure multipasse, l'excès de métal d'apport a été surfacé pour obtenir une surface uniforme en vue des étapes suivantes.

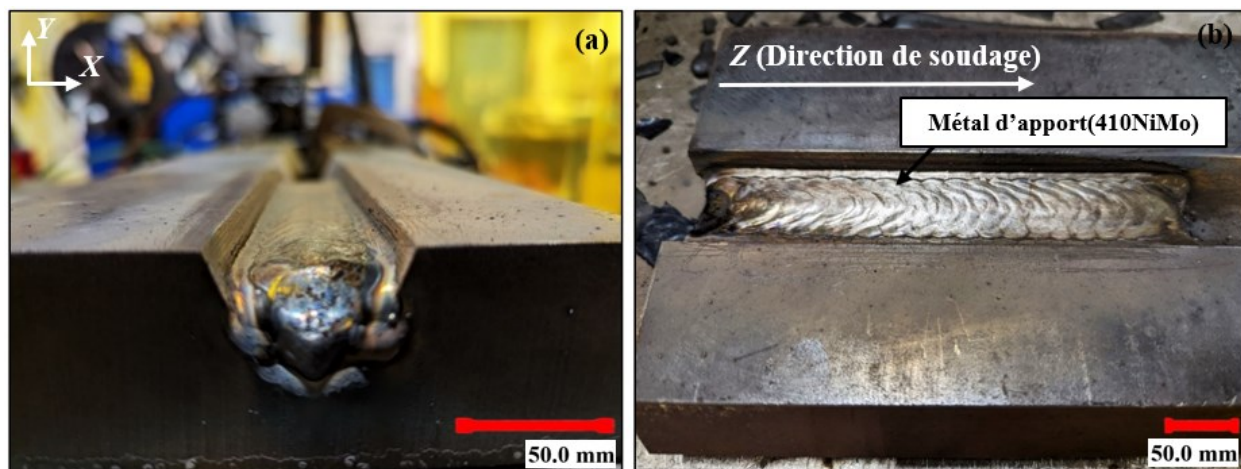


Figure 4.5 Recouvrement de la discontinuité par des cordons de soudure : (a) Vue de face (b) Vue de dessus

Une fois cette étape terminée, la plaque est retournée pour appliquer le même processus de fraisage sur l'autre côté, garantissant une préparation symétrique. La cavité est de nouveau remplie avec plusieurs passes de soudure, suivant le même protocole. Tout excès de soudure est surfacé afin d'assurer une surface parfaitement plane. Enfin, un traitement thermique post-soudage, décrit dans la section suivante, est effectué.

4.2 Traitement thermique post-soudage

Le traitement thermique post-soudage appliqué à la plaque de 410NiMo a pour but de relaxer les contraintes, d'adoucir la martensite et de générer de l'austénite reformée. Pour ce faire, la plaque a été placée dans un four à une température régulée de 605 °C pour une durée de huit heures. Ces paramètres sont typiques pour le PWHT des soudures utilisées dans les aubes de turbines. Par ailleurs, des mesures réalisées par Akbarian [11] à l'aide de la diffraction des rayons X (XRD) sur des soudures de 410NiMo traitées avec le même PWHT ont révélé des pourcentages d'austénite reformée variant entre 16.5 % et 20.5 %.

Des thermocouples ont été positionnés sur le 410NiMo à une distance de 127 mm des extrémités de la plaque, enregistrant la température avec une précision de ± 5 °C (voir **Figure 4.6**). Ce palier de température est maintenu afin de favoriser la relaxation des contraintes résiduelles induite par l'opération de soudage. Le refroidissement s'est effectué à l'air ambiant à la sortie du four, sans assistance de convection forcée.



Figure 4.6 Installation des thermocouples pour le traitement thermique suivant le soudage de la plaque

Dans le cadre de ce traitement, une surveillance rigoureuse de la température était impérative. L'analyse des profils thermiques obtenus à partir des lectures des thermocouples a montré que la température cible de 605 °C a été atteinte rapidement et maintenue de façon stable, garantissant l'uniformité du traitement (voir **Annexe A**).

4.3 Usinage des éprouvettes

Les éprouvettes destinées aux essais de fatigue ont été usinées conformément à la norme ASTM E466 [49]. Après le PWHT, 15 éprouvettes ont été extraites dans le sens transversal de la plaque, permettant ainsi d'intégrer les discontinuités à travers les zones soudées des éprouvettes.

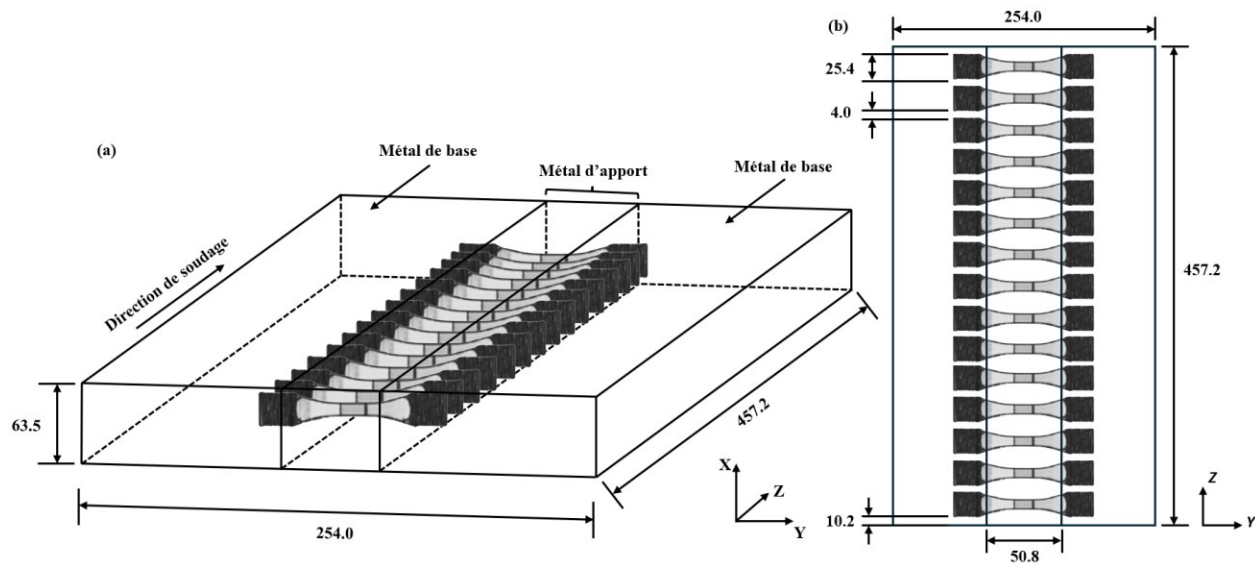


Figure 4.7 Schéma dimensionnel de la découpe des éprouvettes dans la plaque soudée : (a) Vue isométrique (b) Vue de dessus (Toutes les dimensions sont en mm)

Un dessin technique détaillé des éprouvettes de fatigue est disponible en **Annexe B**.

4.4 Simulation par éléments finis

La caractérisation des discontinuités présentes dans chaque éprouvette a été réalisée à l'aide d'un essai non destructif, en particulier par la numérisation tomographique assistée par ordinateur. Ces manipulations ont été effectuées avec l'expertise du technicien de l'IREQ, Alexandre Tremblay, au Centre d'excellence en électrification des transports et en stockage d'énergie. Le modèle utilisé pour la numérisation CT est l'inspeXio SMX-225CT FPD HR Plus, un système de tomodensitométrie doté d'un générateur de rayons X à microfocus [50]. Les étapes détaillées permettant de convertir une discontinuité numérisée en 3D via CT en un modèle FEA sur le logiciel ABAQUS CAE sont fournies en **Annexe C**.

Qualité de maillage et précision des résultats

La géométrie des discontinuités est complexe et irrégulière, nécessitant l'utilisation d'un maillage composé d'éléments tétraédriques à 10 nœuds (C3D10), bien adapté pour épouser les contours complexes. Un raffinement du maillage est effectué autour des discontinuités, avec une taille d'élément moyen pouvant atteindre 18 μm dans certaines zones, tandis que les extrémités du

modèle conservent un maillage grossier, à 200 μm . Ce compromis garantit une résolution aux endroits de forte courbure, tout en limitant les coûts de calcul.

Méthode d'essai de convergence

Afin d'assurer la précision et la fiabilité des simulations par éléments finis (EF), une méthode de raffinement incrémental du maillage a été adoptée pour converger vers une solution numérique tout en optimisant le temps de calcul. Cette approche consiste à augmenter de manière contrôlée le nombre d'éléments du maillage (E), typiquement d'un minimum de 20%, entre chaque simulation EF (n). Ce processus permet d'affiner progressivement le maillage sans provoquer une augmentation excessive du temps de calcul. L'équilibre entre la précision des résultats et l'efficacité de calcul est défini par le critère suivant :

$$\text{Différence } E = \left| \frac{E_{(n)} - E_{(n-1)}}{E_{(n-1)}} \right| \times 100 \geq 20 \% \quad (3.1)$$

Un second critère de convergence est basé sur la valeur de σ_{yy} dans la zone de concentration de contrainte maximale à chaque simulation. Il consiste à limiter la variation maximale de $\sigma_{yy(\text{max})}$ à 2 % entre chaque simulation EF. Cette approche itérative permet de garantir que les modifications successives du maillage ont un effet de plus en plus réduit sur les résultats de la simulation, indiquant ainsi que les résultats sont devenus indépendants du maillage. La convergence est atteinte lorsque l'augmentation du nombre d'éléments n'apporte plus d'améliorations significatives des résultats, selon le critère suivant :

$$\text{Différence } \sigma_{yy(\text{max})} = \left| \frac{\sigma_{yy(n)} - \sigma_{yy(n-1)}}{\sigma_{yy(n-1)}} \right| \times 100 \leq 2 \% \quad (3.2)$$

Ces critères sont justifiés par les résultats de Schuscha et al. [40] qui ont obtenu une indépendance du maillage avec une variation de 3.5 % du k_t et une différence de 25 % dans la taille moyenne d'un élément tétraédrique quadratique. Leurs discontinuités présentent des caractéristiques géométriques similaires à celles de cette étude (voir **Figure 2.12**), bien que leur maillage soit six fois plus grossier. Les résultats détaillés des essais de convergence sont fournis en **Annexe D**.

4.5 Essais de fatigue

La méthode d'incrémentation de charge, initialement proposée par L. Locati [51] en 1955 et développée par Maxwell et Nicholas [52], a été utilisée pour les essais de fatigue. Cette technique a été validée pour déterminer la limite de fatigue d'alliages métalliques, notamment le Ti-6Al-4V, et a montré une grande compatibilité avec les résultats issus des courbes $S-N$ conventionnelles [52, 53].

L'utilisation de cette méthode permet un gain de temps significatif en combinant rapidité et précision grâce au vibrophore 200 HFP 5100, illustré sur la **Figure 4.8**. Cet appareil de fatigue applique une charge sinusoïdale, avec une charge moyenne et une amplitude constante, exploitant le phénomène de résonance à des fréquences élevées pour accélérer les essais. La **Figure 4.8** montre l'appareil utilisé pour les essais de fatigue (a) ainsi que le détail de la zone de chargement (b), où des buses d'air assurent le refroidissement de la zone soudée contenant la discontinuité.

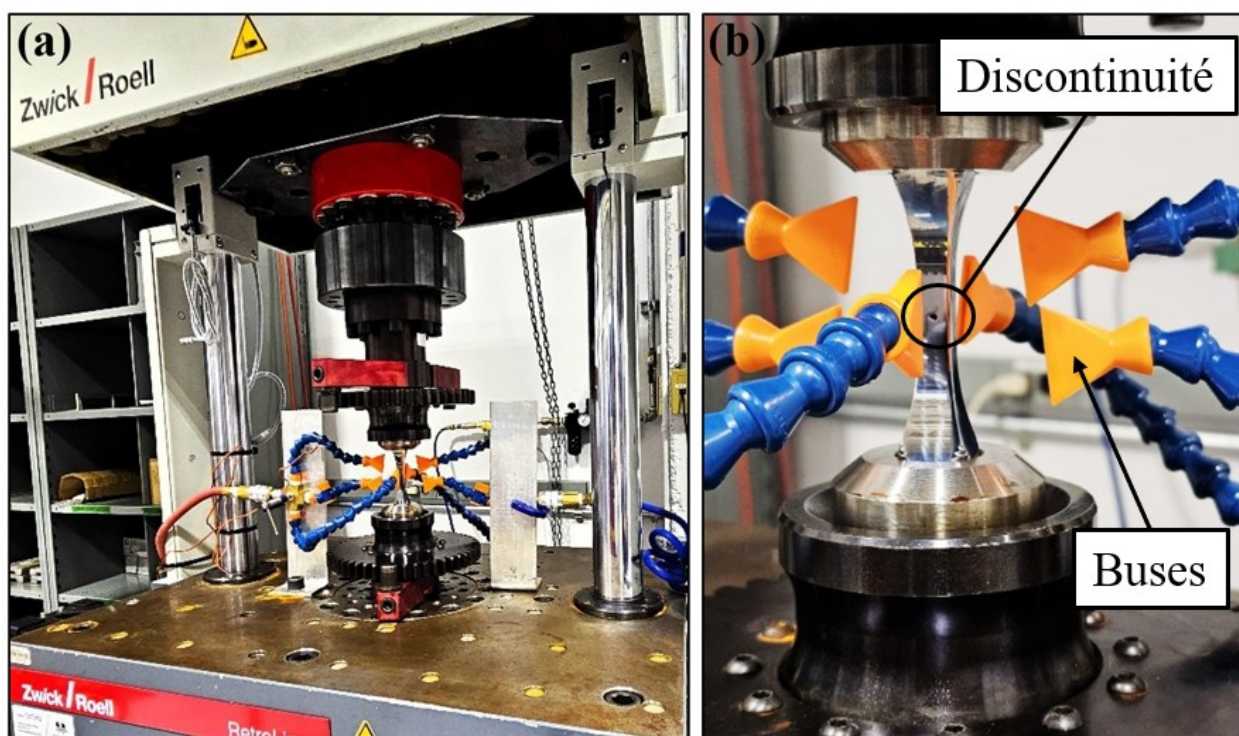


Figure 4.8 Observation d'un essai de fatigue sur le Vibrophore 200 HFP 5100 : (a) Vue d'ensemble de l'appareil; (b) Détail de la zone de chargement avec annotation de la discontinuité et des buses de refroidissement

4.6 Analyses fractographiques

Les analyses fractographiques ont été réalisées sur les faciès de rupture des éprouvettes de fatigue à l'aide d'un MO et d'un MEB. Avant l'analyse, les faciès ont été nettoyés dans un bain à ultrasons pendant quelques minutes pour éliminer les impuretés. Certains résidus de flux sont restés piégés dans les discontinuités, comme le montre la **Figure 4.9**.

Les observations au MEB ont été effectuées sous une tension d'accélération de 20 kV. De plus, les sites d'amorces identifiés ont été analysés à l'aide de l'EDS afin de discuter de l'influence de la composition chimique sur la rupture des éprouvettes.

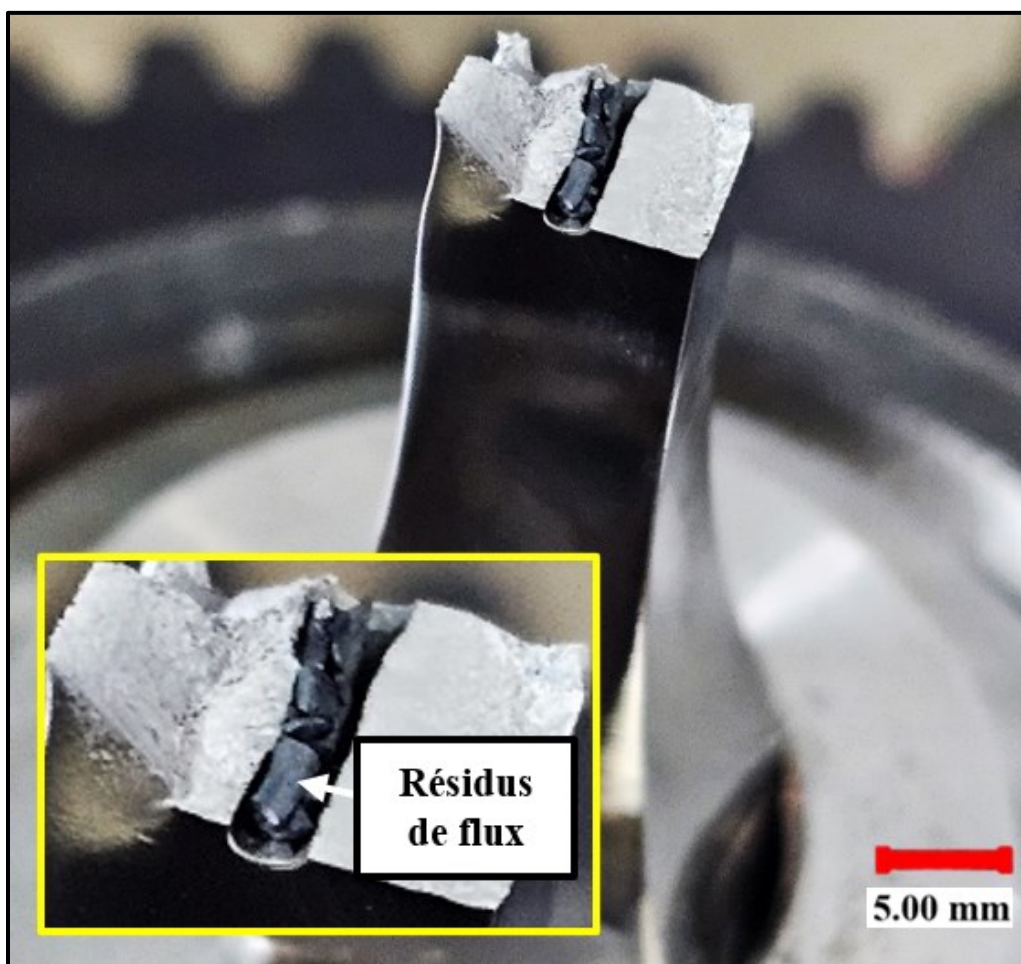


Figure 4.9 Faciès de rupture observé après un essai de fatigue, montrant les résidus de flux formant une discontinuité

Un essai de fatigue interrompu a été réalisé afin d'identifier l'emplacement du site d'amorce de la fissure autour de la discontinuité. Un échantillon de 9 mm a été découpé autour de la discontinuité

située dans la section réduite de l'éprouvette. La métallographie de la face transversale de l'échantillon a été analysée à l'aide d'un MO après avoir obtenu une finition de surface de 1 μm par polissage. Ce processus a été répété à 2 reprises, en retirant 1 mm de profondeur entre chaque étape. Ensuite, un polissage final avec de la silice colloïdale en suspension, MasterMet, permettant une finition de surface de 0.06 μm , a été effectué pour une analyse par BSE sous une tension de 5 kV.

Le flux résiduel a été retiré de la discontinuité et une pâte d'argent a été appliquée sur la discontinuité afin de masquer le flux restant sans obstruer la fissure. Cette stratégie avait pour but de minimiser le chargement des particules de flux non conductrices qui rendaient l'observation impraticable. Un ruban de cuivre a été collé entre la surface de l'échantillon et le porte-échantillon pour établir une mise à la terre efficace.

Le **Tableau 4.3** présente un résumé des essais et caractérisations réalisés au cours de ce projet.

Tableau 4.3 Sommaire des essais et caractérisations réalisés

	Métallographie		Microdureté	Essais de fatigue et examen fractographique	
	MO (microstructure)		Prélèvement transversal de la soudure	MEB, EDS, BSE	
	Prélèvement transversal de la soudure	Essai de fatigue interrompu		Essais complétés	Essai interrompu
Échantillons	1	1	1	14	1
Mesures / observations	3	3	8	28	3

CHAPITRE 5 ARTICLE 1: FATIGUE STRENGTH BEHAVIOR OF 410NiMo WELDS CONTAINING ARTIFICIAL DISCONTINUITIES

Cédric Constantineau¹, Pierre-Antony Deschênes², René Dubois², Myriam Brochu¹

¹ Polytechnique Montréal, 2500 Chem. De Polytechnique, Montréal, Canada

² Hydro-Quebec Research Institute (IREQ), 1800 Bd Lionel-Boulet, Varennes, Canada

Ce chapitre a été soumis le 27 août 2024 comme article dans le journal *Engineering Fracture Mechanics*.

Abstract

The fatigue strength of martensitic stainless steel 410NiMo with volumetric discontinuities was studied by introducing flux into welds to create elongated discontinuities. Numerical simulations using 3D models from CT scans showed that the stress field's singularity exponent near these discontinuities ranges from 0.27 to 0.45. Fatigue tests indicated that LEFM better predicts fatigue resistance than notch theory. Fractography revealed multiple crack initiation sites from small, flux-filled notches not visible with a 20 μm^3 CT voxel size. The study suggests that large, rounded weld discontinuities can contain microscale cracks, and LEFM should be used to assess fatigue strength in such structures.

5.1 Introduction

5.1.1 Context of research

Hydraulic turbines are essential for renewable energy generation. Their durability directly affects the maintenance costs and the capacity to produce green energy during peak demand periods, such as winter mornings. Stainless steel 13Cr-4Ni components, joined with 410NiMo, are commonly used in hydraulic turbine manufacturing, particularly for the crowns, bands and blades of Francis turbines operated by Hydro-Québec. Welding discontinuities, such as internal inclusions and lack of fusion, affect the material resistance to fatigue and must be considered to assess the fatigue life of the turbine and schedule appropriate servicing intervals.

These welding discontinuities include spherical oxide inclusions which contain zirconium, silicon and aluminum [2]. Slag inclusions are another common critical flaw associated with arc welding

(FCAW). They form as a residue of molten flux resulting from incomplete interpass cleaning. These discontinuities form elongated wormlike shapes, as demonstrated by Boukani et al. [21] through several non-destructive tests (NDT) on T-shaped joints in hydraulic turbine runners.

Hydro-Québec's (H-Q) current approach to predict the operational fatigue life of hydraulic turbines containing discontinuities is based on linear elastic fracture mechanics (LEFM) [5, 6]. After conducting non-destructive testing (NDT) by ultrasonic inspection, a Kitagawa-Takahashi (KT) diagram [7] is used to predict the fatigue strength (for a given life) of the 410NiMo welded material. This conservative approach may underestimate the material's fatigue resistance, potentially leading to designs with thicker joints that could impair the hydraulic performance of the assembly. This concern is supported by the thesis of Meimandi [8], which shows that the fatigue life of stainless steel 13Cr-4Ni is significantly affected by discontinuity sizes ranging from 0.25 mm to 1.62 mm. Consequently, Akbarian [11] was motivated to develop a generalized Atzori-Lazzarin model [9, 33] for welded fatigue specimens containing small, semi-spherical, artificial discontinuities. Additionally, Ghafoori-Ahangar et al. [54] have demonstrated that the Notch Stress Intensity Factor (NSIF) approach accurately predicts the fatigue strength of weld roots for various weld penetration depths.

The general objective of this work is to apply the generalized Atzori-Lazzarin approach using the linear elastic notch mechanic (LENM) to larger discontinuities having a wide range of geometries. The experimental approach in **Section 5.2** includes a detailed description of the sample manufacturing, the material characterization methods, the 3D discontinuity modelling using the CT scan, and the finite element simulation of the stress distribution around discontinuities. **Section 5.3** presents the results, beginning with welding and characterization around the discontinuity, followed by finite element and experimental fatigue results, and further explains these findings through fractographic and chemical analyses. **Section 5.4** focuses on presenting predictions for fatigue strength using the LENM and LEFM approaches. **Section 5.5** provides a detailed discussion of these results. The conclusion of the analysis and the limitations of the current research are discussed in **Section 5.6**.

5.2 Materials and Methods

5.2.1 Materials and specimens preparation

A 457.2 mm long plate made of S41500 steel was milled to create a U-groove cavity with a flat bottom. The surface was prepared by numerical machining. A 410NiMo filler metal was deposited using a flux-cored arc welding operation performed by a *SCOMPI®* welding robot developed by Hydro-Québec. During the entire welding operation, the plate temperature was maintained between 100 °C and 200 °C. To facilitate the introduction of flux residue, a valley was intentionally formed between two weld beads as shown in **Figure 5.1**. Flux residues were distributed along the weld root to obtain discontinuities with dimensions similar to those detected in industrial manufacturing conditions.

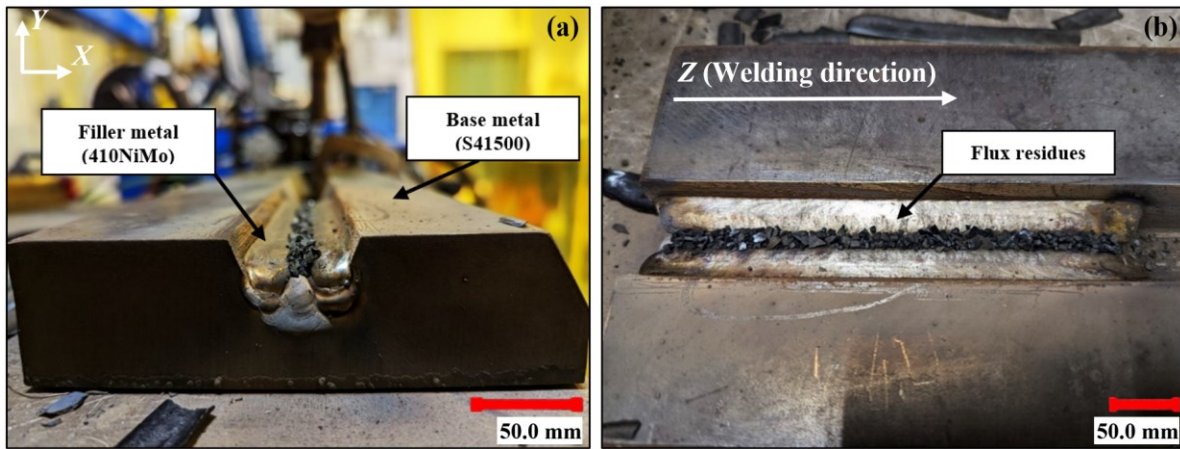


Figure 5.1 Deposits of flux residues along the longitudinal axis of the welded plate: (a) Front view (b) Top view (Courtesy of Hydro-Quebec Research Institute (IREQ) technician René Dubois)

The flux residues were then covered by multiple weld beads and the excess material was grooved at the surface. The same process was performed on the other side of the plate which resulted in a fully penetrated weld of approximately 50 mm in width. A post-weld heat treatment (PWHT) was carried out at 605 °C for a period of 8 hours and the part was cooled by ambient air.

Table 5.1 shows the chemical composition of the E410NiMo electrode used to manufacture the specimens and the nominal standard specifications of the AWS A5.22M standard [16]. The bulk chemical analysis was performed by glow discharge optical emission spectroscopy (GDOES) while

the carbon and sulfur content was obtained by oxygen stream combustion-infrared absorption analysis [11].

Table 5.1 Measured and nominal chemical compositions (wt.%) of 410NiMo filler metal

Classification	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
ER410NiMo [11]	0.025	0.34	0.018	0.009	0.5	11.7	5.32	0.66
E410NiMo (AWS A5.22M)	< 0.06	< 1.0	< 0.04	< 0.03	< 1.0	11.0 – 12.5	4.0 – 5.0	0.4 – 0.7

Three tensile tests were conducted by Akbarian [11] on specimens post-weld heat treated at 605 °C for 8 hours. The average mechanical properties and standard deviation are presented in **Table 5.2**. The average tensile strength value is above the minimum required by AWS A5.22M while the average elongation at break falls below the requirement. The presence of discontinuities in the weld could explain the low elongation value.

Table 5.2 Measured and nominal mechanical properties of the weld 410NiMo

Classification	Yield stress at 0.2% (σ_y) [MPa]	Ultimate tensile strength (σ_{UTS}) [MPa]	Elongation to fracture (e_f) [%]
E410NiMo – HT [11]	680 ± 20	825 ± 22	11 ± 2.5
E410NiMo – HT (AWS A5.22M)	-	> 760	> 15

Following the PWHT, 15 fatigue specimens were machined in the transverse direction of the plate, allowing the discontinuity to cross through the reduced sections of the specimens. **Figure 5.2** shows the specimen cutting pattern and gives the dimensions of the fatigue specimens designed according to ASTM E466 specifications [49]. The blue contour indicates the position of a metallographic sample extracted from the weld extremity.

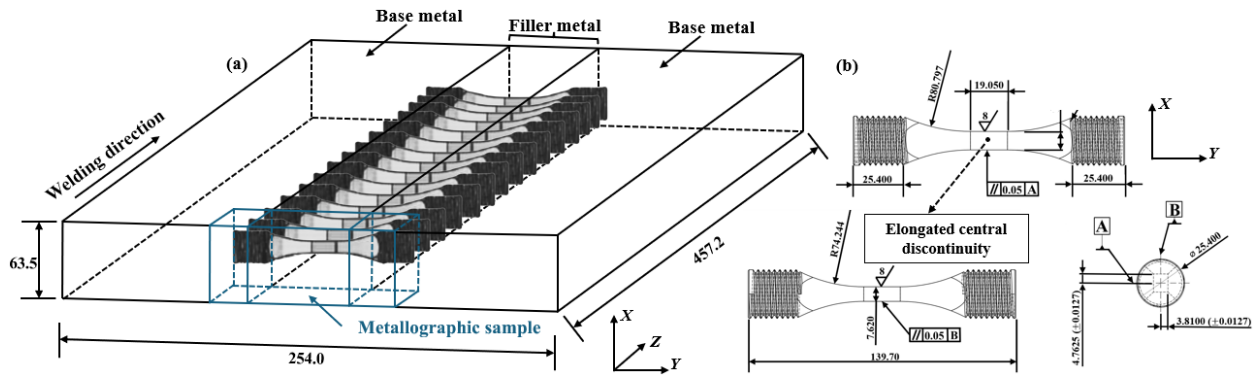


Figure 5.2 Schematic of (a) The specimen cutting pattern in the weld plate and (b) The fatigue specimen dimensions, indicating the position of the elongated central discontinuity (all dimensions are in mm)

The external surfaces of all fatigue specimens were polished with SiC papers down to 1200 grit followed by a final polishing with diamond suspension of 9 μm and 1 μm .

5.2.2 Microstructural characterization and microhardness measurements around the discontinuity

The metallographic sample underwent the same polishing procedure used to prepare the fatigue specimens. A Villela reagent (1 g picric acid + 5 ml hydrochloric acid + 100 ml ethanol) applied for 30 seconds, according to the ASTM E407 standards [55], provided a good contrast of the martensitic microstructure.

One fatigue test was interrupted before failure to allow for metallographic observations aimed at identifying the location of the crack initiation site. A 9 mm sample was cut around the discontinuity in the reduced section and prepared as previously described. Approximately 1 mm of material was removed in the welding direction.

This metallographic sample was also used to probe microstructural changes around the discontinuity by micro-indentations. Eight Vickers indentations were performed using Matsuzawa MMT X7 digital microhardness tester with a load of 300 gf according to the ASTM E384 [56].

5.2.3 3D Geometric modeling of discontinuities

The geometry of 15 specific discontinuities was scanned from computer-assisted tomography (CT) and exported to ABAQUS CAE software for modelling. **Figure 5.3** shows an overview of the

process steps performed to generate 3D geometric models from CT scans. Information about each processing step is provided in the subsections, and the characterization of two fatigue specimens is given as an example.

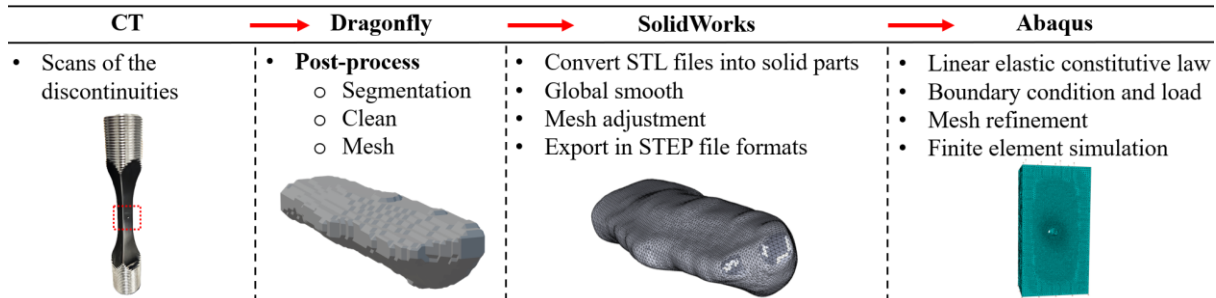


Figure 5.3 Process flow: From CT scan post-processing in Dragonfly software to SolidWorks 3D CAD and ABAQUS CAE

5.2.3.1 CT scan characterization

The discontinuity that traverses each specimen was characterized by CT scans using a Shimadzu inspeXio SMX-225CT FPD HR Plus. The element size of the voxelized discontinuities varied from 100 μm to 20 μm , with the maximum scan resolution being 20 μm per voxel. Dragonfly software was used to post-process the 3D scan data, involving segmentation, cleaning and meshing operations. The models of the discontinuities were imported in the SolidWorks 3D CAD software to smooth the global mesh surface and locally adjust the mesh using the ScanTo3D - Mesh Prep Wizard tool (see **Figure 5.4**). The main purpose of using SolidWorks is to convert mesh-based formats (STL) obtained from Dragonfly software to feature-based formats (STEP). The conversion ensures compatibility when importing the volumetric model into ABAQUS CAE.

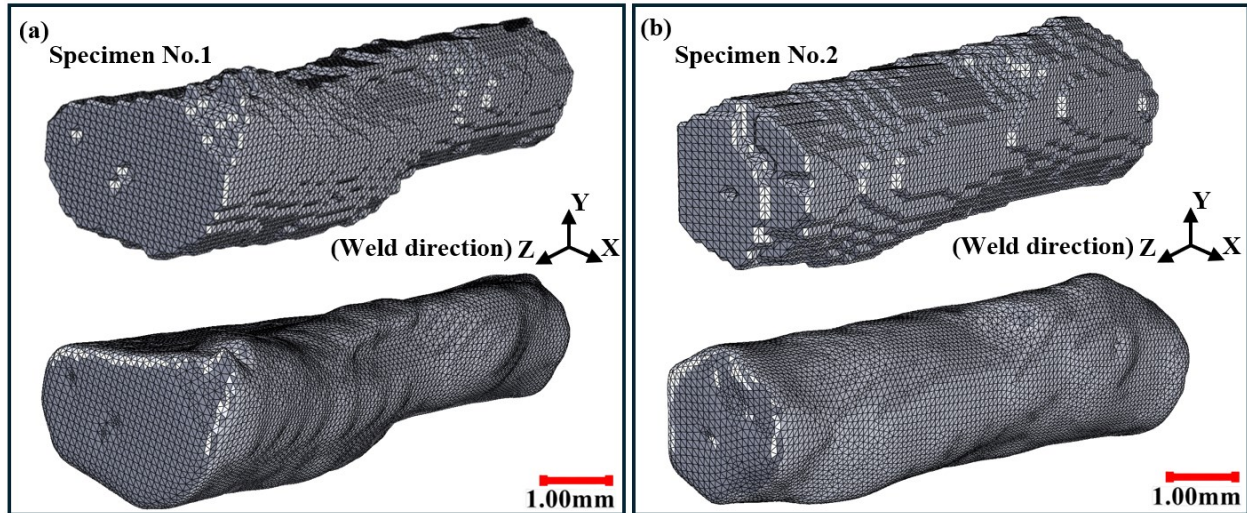


Figure 5.4 Mesh models of discontinuities in welded specimens derived from CT scans and refined in SolidWorks software of (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2. Rough mesh (top) and smoothed mesh (bottom)

5.2.3.2 3D Geometric modeling of specimens

The 3D geometry of each discontinuity was incorporated into a prismatic volume that mimics the fatigue specimen's geometry and dimensions. The resulting model, shown in **Figure 5.5(a) and (c)**, was compared to the transverse surface of the fatigue specimens (**Figure 5.5(b) and (d)**) to validate the geometry and alignment. The smearing produced during the machining of the fatigue specimens was not considered in the 3D model.

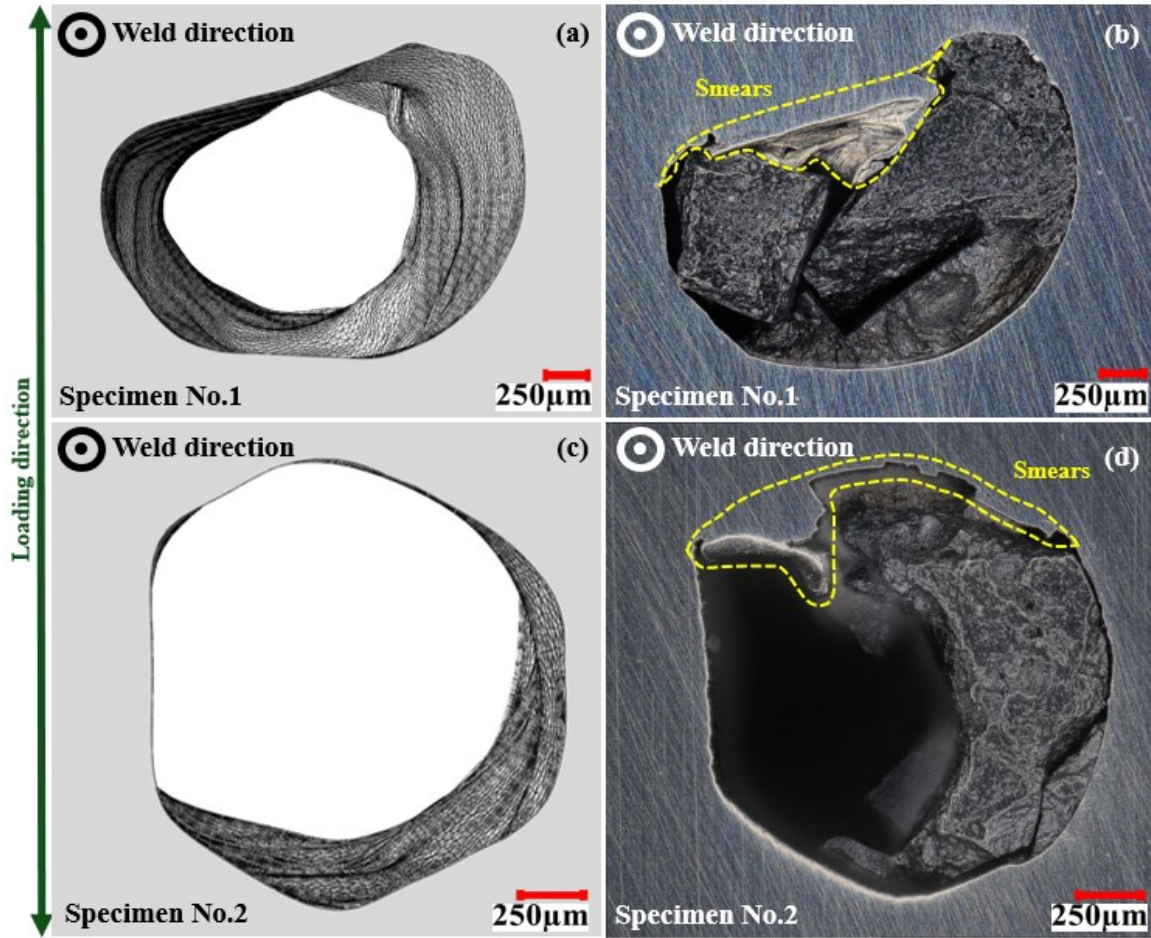


Figure 5.5 Comparative analysis of (a) and (c) The actual meshed specimens No.1 and No.2, and (b) and (d) The transverse surfaces of specimens No.1 and No.2 as observed using light microscopy

5.2.3.3 Finite element model

The 3D geometric models were imported into ABAQUS CAE software to simulate the stress distribution around the discontinuities using finite element analysis (FEA). The material was modelled with elastic behavior characterized by a Young's modulus of 200 GPa and a Poisson's ratio of 0.3. The models were meshed using 10-node tetrahedral elements (C3D10). A coarse mesh with a resolution of 200 μm was applied to the bulk of the models, while a finer mesh with a resolution as small as 18 μm was used around the specimen discontinuities to precisely characterize the elastic stress distribution. A nominal stress (σ_{nominal}) of 1 MPa was applied, with a boundary condition of $U_{yy} = 0$ (no displacement in Y direction). The finite element simulation of specimen No.1, presented in **Figure 5.6**, is provided as an example.

To ensure the accuracy and reliability of the finite element (FE) simulations, an incremental mesh refinement method was implemented. This approach involved increasing the number of elements by at least 20% between each FE simulation, with convergence assessed by a maximum difference of 2% in $\sigma_{yy(\max)}$ between simulations.

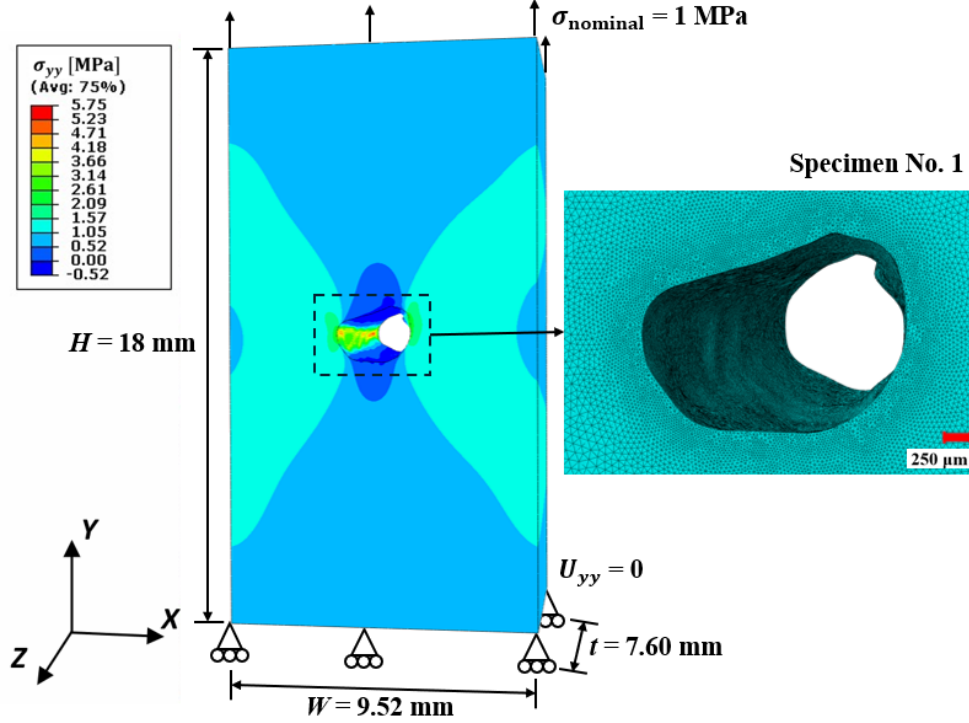


Figure 5.6 Finite element stress distribution around the discontinuity of specimen No.1

5.2.4 Fatigue tests

Fatigue testing was performed using the step-loading method first proposed by L. Locati in 1955 [51], and the results were analyzed using the simplified equation introduced by Maxwell et al. [52] to characterize the fatigue strength at $2E^6$ cycles. Specifically, the stress variation was incremented by 40 MPa each time the specimen completed $2E^6$ cycles. One specimen (No.8) underwent a different treatment where the stress variation was incremented by 20 MPa.

The fatigue strength for $2E^6$ cycles was determined by evaluating the number of cycles at the failure step (N_f), along with the incremented stress variation ($\Delta(\Delta\sigma)$) and the stress variation at the step prior to failure ($\Delta\sigma_{(n-1)}$). It was calculated using the following equation:

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_{(n-1)} + \Delta(\Delta\sigma) \left(\frac{N_f}{2E^6} \right) \quad (5.1)$$

Fatigue tests were carried out on a Vibrophore 200 HFP 5100 at a stress ratio of $R = 0.1$ and a frequency of 108 Hz. The first stress level ($\Delta\sigma_1$) was independently selected for each fatigue specimen based on the FEA. The minimum fatigue strength of a specimen was estimated by dividing the fatigue strength of a 410NiMo reported for a smooth specimen at $R = 0.1$ and $2E^6$ cycles ($\Delta\sigma_0 = 520$ MPa [11]) by the stress concentration factor, k_t , specific to the discontinuity in the specimen. The resulting value was reduced by at least 40 MPa to avoid fatigue failure at the first load step.

5.3 Results

5.3.1 Weld and discontinuity characterization

Figure 5.7 shows the martensitic microstructure of 410NiMo filler metal in the weld. **Figure 5.7(a)** is the raw image, while annotations were added in **Figure 5.7(b)**. The grains clearly show the weld beads contours, characterized by alternating regions of columnar (CMM) and fine-grained martensitic microstructure (FGMM). The weld consists of a total of 44 beads, with a quasi-circular cross-section of the discontinuity visible in the middle. The microstructure around the discontinuity is consistent, with regions of CMM and FGMM arranged in the direction of heat extraction. Weld beads preceding the introduced discontinuity are referred to as the weld root, whereas those following the discontinuity are identified as the weld covering zone.

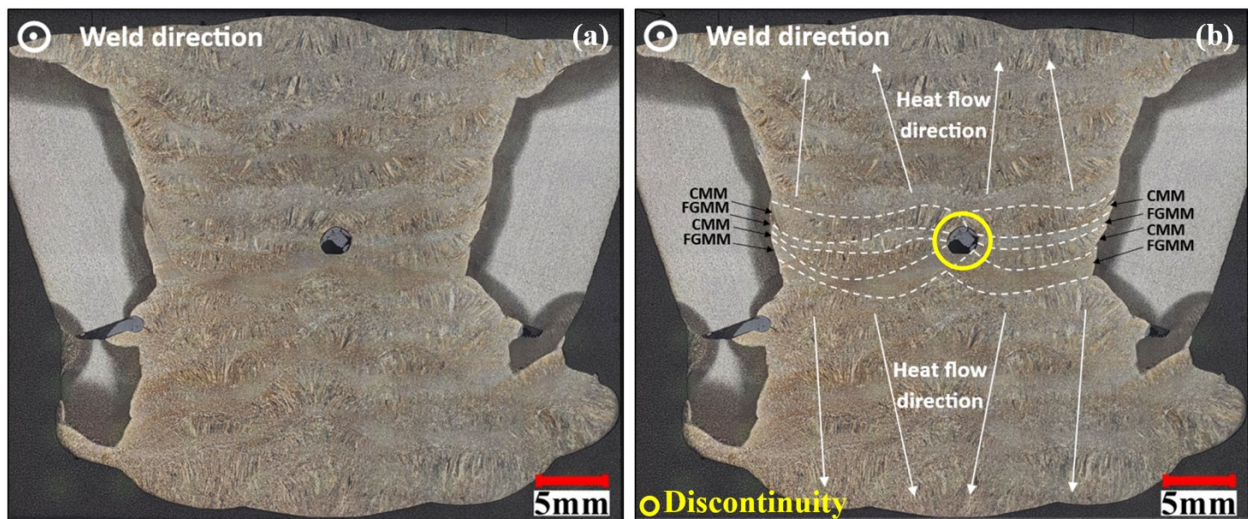


Figure 5.7 Distribution of columnar and fine-grained martensitic microstructures in a metallographic sample of a multi-pass weld, PWHT at $605 \pm 5^\circ\text{C}$ for 8 hours, etched by Villela.

(a) Raw image, (b) Annotated image

Figure 5.8 shows a higher magnification of the region surrounding a discontinuity. No specificity of the microstructure is observed. The results of micro-indentation confirm the homogeneity of the microstructure with an average hardness of 292 HV and a standard deviation of 6 HV. For FCAW 410NiMo, PWHT at 600-610 °C for 8 hours, Amrei et al. [2] reported an average microhardness of 300 HV.

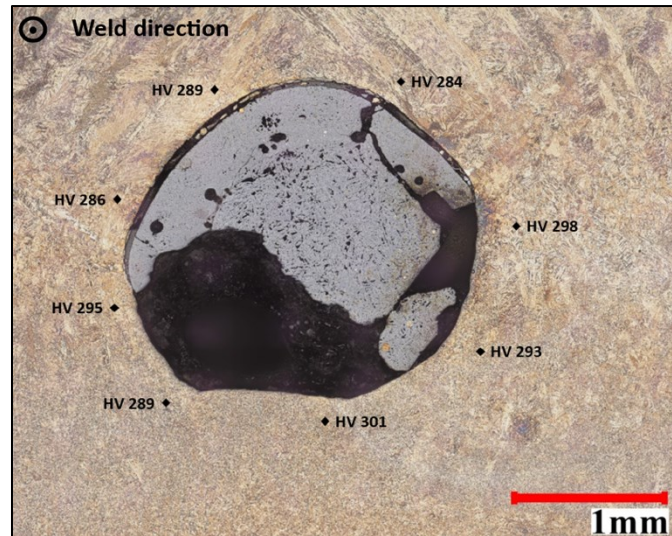


Figure 5.8 Vickers hardness measurements around the discontinuity in the welded material

5.3.2 Finite element analysis

Figure 5.9 shows, for the two specimens previously described in the methodology, the fracture surfaces (**Figure 5.9(a) and (c)**) and the results of finite element analysis (**Figure 5.9(b) and (d)**). A comparison of the model with several $2a$ values, measured on the crack surface along the discontinuities, confirms that the discontinuity size was modelled with a precision of 0.06 mm. A specific $2a_{(FEA)}$ value was defined for each specimen model. This discontinuity size was measured at the location associated with the Z position where σ_{yy} reaches its maximum, as shown in **Figure 5.9(b) and (d)**.

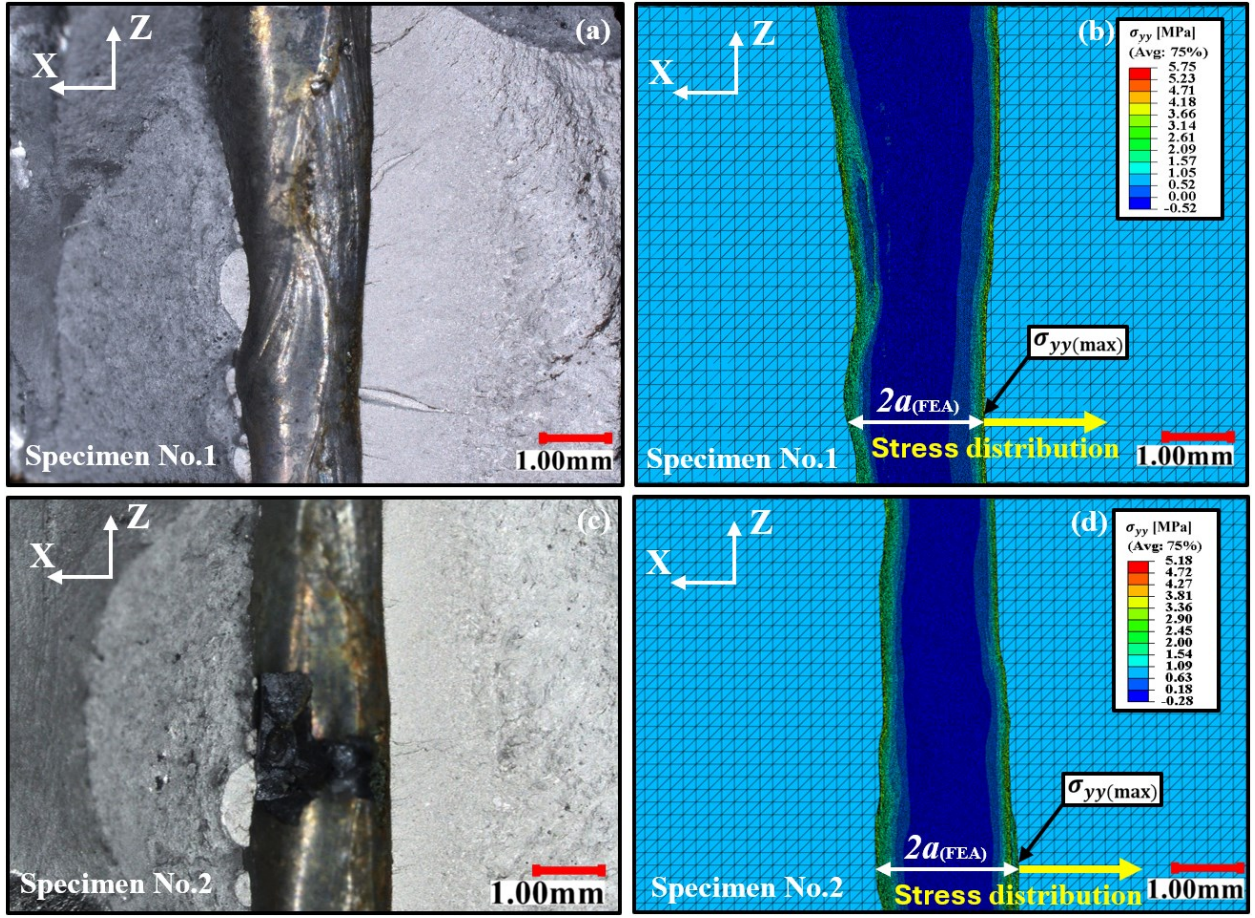


Figure 5.9 (a) and (c) Fracture planes of specimens No.1 and No.2 after completing the fatigue test. (b) and (d) Stress distribution on the k_t plane of specimens No.1 and No.2

The stress distribution in the crack propagating direction (X direction) was characterized for each fatigue test specimen with the objective of quantifying the singularity exponent. The position along the discontinuity (Z direction) where σ_{yy} is maximum was chosen to perform this characterization. **Figure 5.10** shows 2 examples of this analysis where the relative stress distribution ($\sigma_{yy}(x)/\sigma_{nominal}$) is plotted against the relative distance ($x/a_{(FEA)}$) from the root of the discontinuity on a log-log scale.

All elastic stress distributions, characterized between $0.125a_{(FEA)}$ and $0.5a_{(FEA)}$, follow the power law of **Equation 5.2** as proposed by Verreman et al. [34]:

$$\frac{\sigma_{yy}(x)}{\sigma_{nominal}} = Y \left(\frac{x}{a_{(FEA)}} \right)^{-\alpha} \quad (5.2)$$

Where Y is the geometrical factor characterizing the discontinuity. The singularity exponent (α) is the slope of the line presented in the graphs of **Figure 5.10** and the maximum value of $\frac{\sigma_{yy}}{\sigma_{nominal}}$ is k_t . Williams [32] demonstrated that the singularity of the stress field is a function of the notch opening angle (φ). In this formalism, a crack-like discontinuity ($\varphi \approx 0^\circ$) is characterized by $\alpha = 0.50$ [26] and $Y = 1.00$ for a centered crack in an infinite plate.

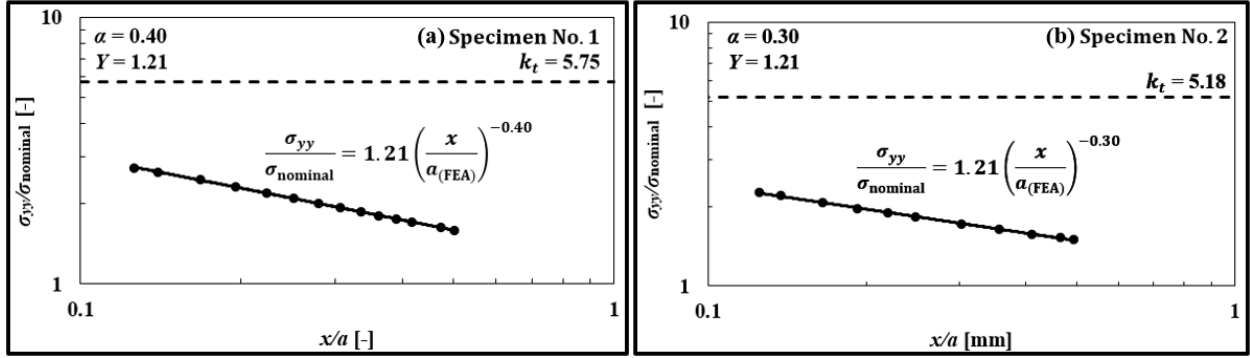
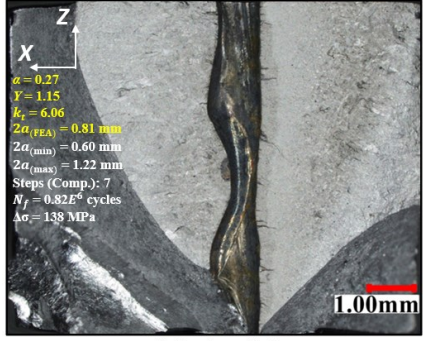


Figure 5.10 Normalized stress distribution at the notch tip, bounded by the localized stress concentration factor, k_t . (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2

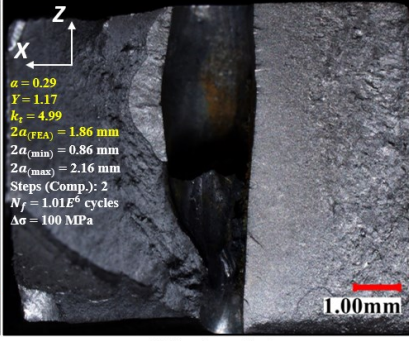
The stress distribution of all 14 broken specimens was analyzed as described above. To ease interpretation, α , Y , k_t , and $2a_{(FEA)}$ characterizing the stress distributions of each specimen are presented in yellow characters on the fracture surfaces in **Figure 5.11**. The singularity exponents ranged between 0.27 and 0.45 and the stress concentration factor varied between 4.06 and 8.31, with one specimen having a much higher k_t of 40.20. The results in **Figure 5.11** are presented in ascending order of α values, and the fracture surfaces are described in **Section 5.3.4**.

5.3.3 Fatigue results

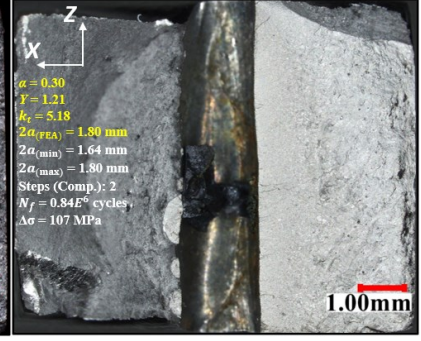
The results of the 14 completed fatigue tests are presented in white characters on **Figure 5.11**. The number of cycles at failure (N_f), the number of steps completed up to $2E^6$ cycles before failure and the fatigue strengths calculated using **Equation 5.1** are reported. It should be noted that the specimen No.10 failed on the first loading step. The calculated fatigue strength varies between 72 MPa and 171 MPa, with the lowest and highest values obtained for the specimens with the longest and shortest discontinuity, respectively.



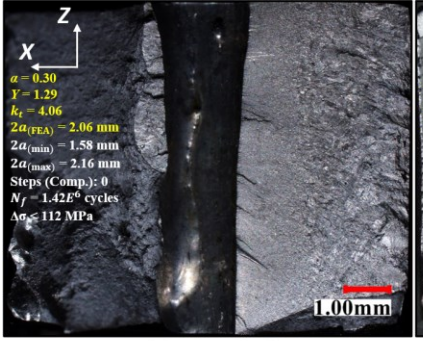
(a) Specimen No.8



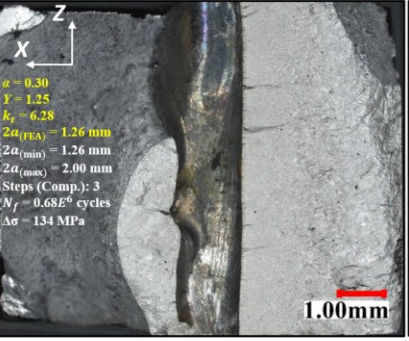
(b) Specimen No.6



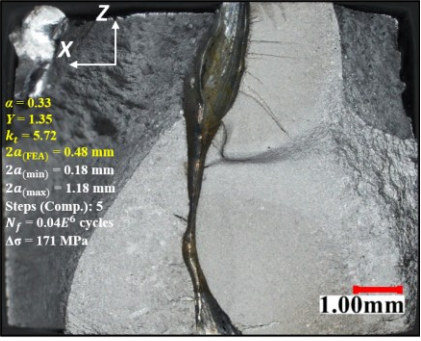
(c) Specimen No.2



(d) Specimen No.10



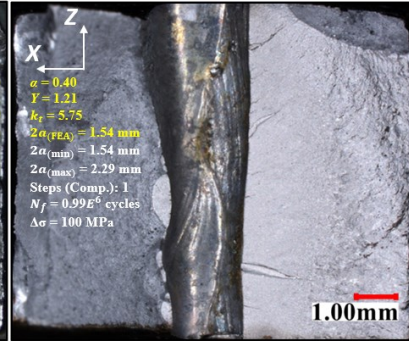
(e) Specimen No.14



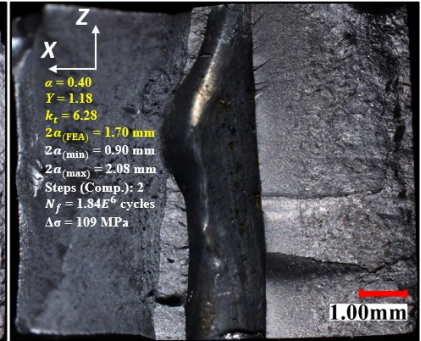
(f) Specimen No.3



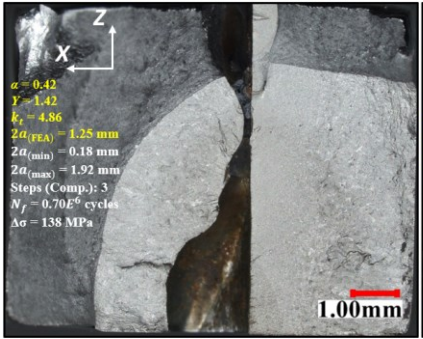
(g) Specimen No.5



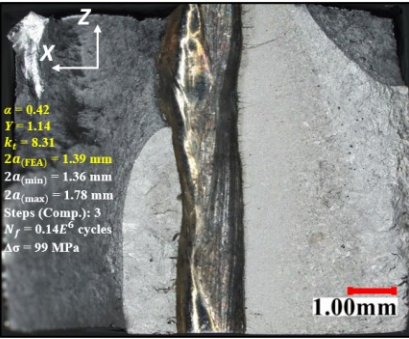
(h) Specimen No.1



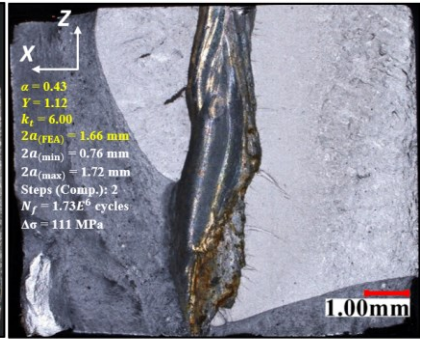
(i) Specimen No.12



(j) Specimen No.4



(k) Specimen No.11



(l) Specimen No.9

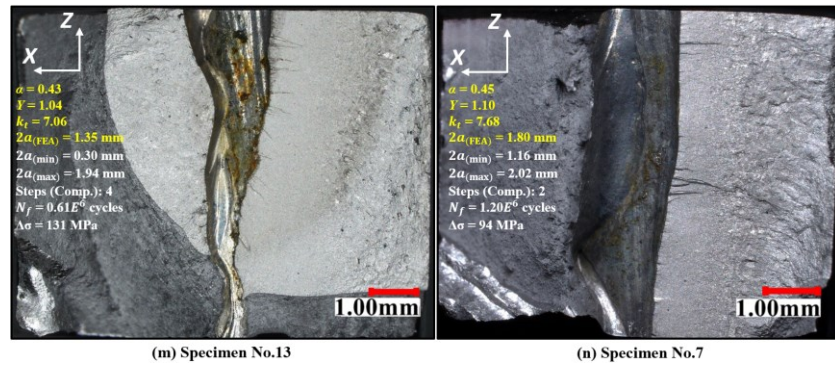


Figure 5.11 Fracture planes of the fatigue specimens annotated with corresponding FEA and fatigue test results. The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities. The loading direction is orthogonal to the observed planes. The results are presented in ascending order of the singularity exponent, α

5.3.4 Fractography observations

Fractography observations were performed on the 14 fracture surfaces presented in **Figure 5.11**. For all fatigue test specimens, the fracture planes are normal to the load direction and intersect the artificial discontinuity. The minimum and maximum lengths of the discontinuity ($2a_{(min)}$ and $2a_{(max)}$) were measured along the X direction on the fracture planes using the Keyence VHX-7000 microscope. Despite the automated welding process, significant variations in the shape of the discontinuities were observed. The smallest and largest values measured across all specimens were 0.18 mm (specimens No.3 and No.4) and 2.94 mm (specimen No.5), respectively.

Failure initiated at multiple sites on each side of the artificial discontinuity, as seen in **Figure 5.11**. A closer examination under SEM of the internal edges, from which most ratchet marks emanate, revealed the presence of a 25 μm thick layer having a grey shade different from the weld material (**Figure 5.12(b) and (c)**). Energy-dispersive spectroscopy (EDS) performed over this layer indicates a higher concentration of titanium, oxygen, silicon, and zirconium. Bauné et al. [19] reported that Ti, Si and Zr are part of the flux-cored electrode's constitutive elements.

On specimens 5, 8, 9, 12, and 13, zones of darker coloration were also observed under optical microscopy. These zones are most likely free surfaces, formed by cold cracking, which would explain why they are covered with oxides produced during the post-weld heat treatment. An EDS elemental mapping performed on specimen No.5 (**Figure 5.13**) showed a much higher

concentration of oxygen over this area compared to the filler metal. Elements constituting the flux, such as Ti and Zr, are also present in this region.

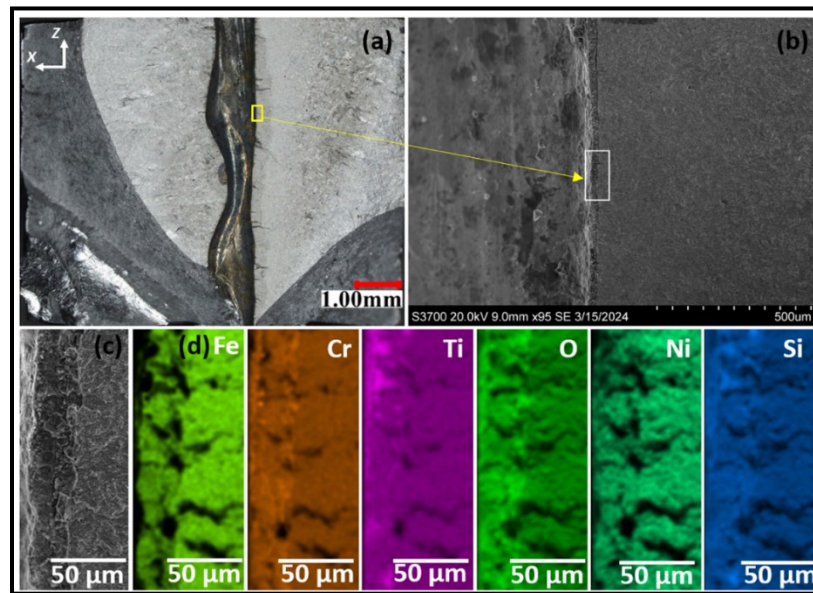


Figure 5.12 Analyses of fracture surfaces in welded specimen No. 8: (a) Overview with light microscopy, (b) High-resolution SEM image, (c) SEM detail of ratchet marks at the weld root and (d) EDS elemental mapping (white rectangle). The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities

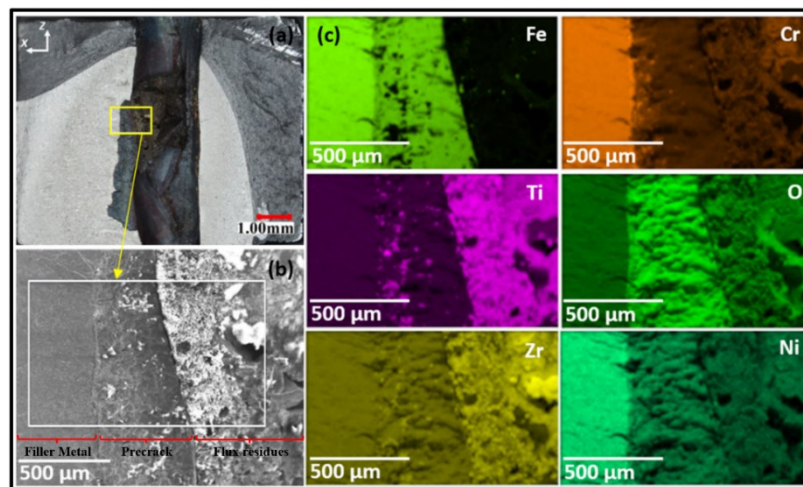


Figure 5.13 Analyses of fracture surfaces in welded specimen No.5: (a) Overview with light microscopy, (b) SEM detail, and (c) EDS elemental mapping (white rectangle). The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities

5.3.5 Interrupted fatigue test

A longitudinal sample was extracted from a fatigue specimen that underwent $0.95E^6$ fatigue cycles without failing. **Figure 5.14(a)** shows a crack smaller than 1 mm taking its origin from a region where the radius of curvature of the discontinuity is smaller (sharp corner). The microstructure exposed by etching reveals that the crack initiation is located between two weld beads. Gradual material removal and subsequent observations indicated that the crack was present through the thickness (along the weld direction) and initiated from the sharp corner. Another sharp corner is observed in **Figure 5.14(b)**, but no cracks initiated from it. SEM observation using a BSE detector clearly highlighted the initiation site (**Figure 5.14(c)**). It is a small notch, corresponding with the step-like feature seen in **Figure 5.12(b)**. It measures approximately 25 μm in depth with a radius of about 5 μm . This feature was not captured by the CT scan, as indicated by the contour superimpose in **Figure 5.14(b)**. The stress concentration factor characterizing this small feature is much higher than that predicted by FEA. The microstructure in the crack propagation area is a fine martensite with no particularities worth mentioning.

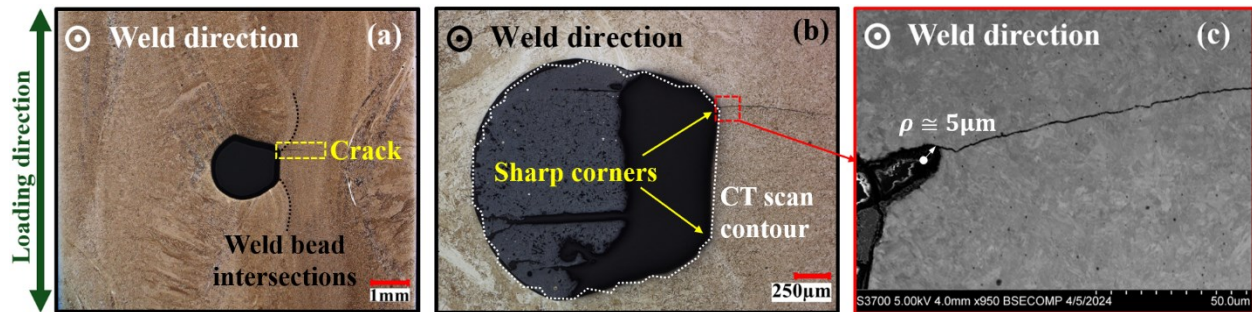


Figure 5.14 Light microscopy images of crack initiation: (a) Overview from the weld root and (b) Zoomed-in view with CT scan contour superimposed. (c) BSE image showing crack initiation from a small notch. The sample was etched by Villela. The multi-pass weld is oriented in the X direction: root on the right, covering zone on the left side of the discontinuities.

5.4 Prediction of the fatigue resistance

The general objective of this work is to apply the generalized Atzori-Lazzarin approach using the LENM to predict the fatigue strength of the tested specimens. The LEFM and LENM equations used to anticipate the effect of a discontinuity, having a length a , on the fatigue strength of a material, $\Delta\sigma$, are very similar, as shown by **Equations 5.3** and **5.4**. Two aspects differentiate

Equations 5.3 and 5.4. The former is based on a stress distribution that evolves with a singularity exponent of 0.5, while LENM is generalized to any stress distribution characterized by a singularity exponent α . LEFM predicts that a crack will propagate to failure if the critical stress intensity factor range reaches the long crack threshold (ΔK_{th}), while LENM predicts crack propagation based on notch-specific thresholds ($\Delta K_{th,n}$). Overall, LEFM is a specific case of LENM with $\alpha = 0.5$ and $\Delta K_{th,n} = \Delta K_{th}$.

$$\Delta\sigma_{LEFM} = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}} \quad (5.3)$$

$$\Delta\sigma_{LENM} = \frac{\Delta K_{th,n}}{Y\sqrt{\pi a}^\alpha} \quad (5.4)$$

When plotted on a graph with the logarithm of discontinuity size and the logarithm of the stress variation as the axes, **Equations 5.3 and 5.4** are straight lines with slopes of -0.5 and $-\alpha$, respectively.

In the AL diagram, the fatigue strength values of a smooth and notch specimens ($\Delta\sigma_0$ and $\Delta\sigma_0/k_t$) represent the upper and lower bounds of LENM, respectively. These values define the limits within which LENM is applicable. The discontinuity size at the intersection point of the LENM with the upper bound is commonly referred to as $a_{0,n}$. This parameter is analogous to the El Haddad-Smith-Topper parameter (a_0) [29], which defines the upper bound of application for LEFM. The values of $a_{0,n}$ can be calculated by equating $\Delta\sigma_{LENM} = \Delta\sigma_0$ as proposed in **Equation 5.5**. The discontinuity size at the lower bound of LENM is referred to as a_n^* . It is obtained by equating $\Delta\sigma_{LENM} = \Delta\sigma_0/k_t$ as shown in **Equation 5.6**.

$$a_{0,n} = \left(\frac{\Delta K_{th,n}}{Y\sqrt{\pi}\Delta\sigma_0} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \quad (5.5)$$

$$a_n^* = a_{0,n} k_t^{\frac{1}{\alpha}} \quad (5.6)$$

The threshold stress intensity factor range of a notch, $\Delta K_{th,n}$, combines material properties and notch characteristics. Atzori et al. [9] proposed the following equation to relate $\Delta K_{th,n}$ with ΔK_{th} and α based on the notch stress intensity factor theory:

$$\Delta K_{th,n} = \beta(\Delta\sigma_0)^{(1-2\alpha)} \Delta K_{th}^{2\alpha} \quad (5.7)$$

Where β is a dimensionless parameter. Atzori et al. [33] proposed to use the point method (PM) to calculate β_{PM} using **Equation 5.8**:

$$\beta_{PM} = \frac{\sqrt{2}}{2\alpha} \pi^{((1/2)-\alpha)} \quad (5.8)$$

To complete the AL diagram of each specimen under study, $\Delta K_{th,n}$, was calculated by combining **Equations 5.7** and **5.8**. The α calculated by the FEA and a ΔK_{th} value of $5.16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ were used for the calculation. This latter value was experimentally measured by Patriarca et al. [44] for the same 410NiMo welded material.

Figure 5.15(a) and (b) show the LEFM (blue line) and LENM (black line) theories applied to specimens No.1 and No.2, respectively. The red point with the horizontal bar represents the experimental fatigue strength reported over the discontinuity size range measured on the fracture surfaces. The point is positioned at $a_{(\text{mean})} = (a_{(\text{min})} + a_{(\text{max})})/2$.

The specimens chosen for the examples given in **Figure 5.15** have singularity exponents of 0.40 and 0.30, respectively. The graphs that describe the other specimens are presented in the appendix. Independently of the singularity exponent, the LEFM seems to better predict the fatigue strength of most specimens, as shown in **Figure 5.15**.

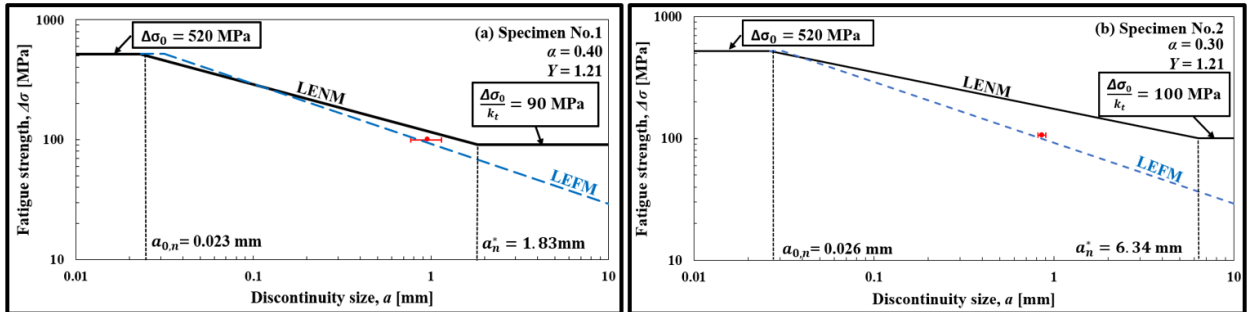


Figure 5.15 Fatigue strength of elongated discontinuities in the 410NiMo welded material for $N = 2E^6$ cycles and $R = 0.1$. Predictions from (black line) Notch theory, (blue line) Linear elastic fracture mechanics and (red bar) Experimental data. (a) Specimen No.1 and (b) Specimen No.2

Figure 5.16 is used to correlate the fatigue strength predictions given by the LEFM and LENM approaches with all the experimental results. The Y-axis represents the predicted values, while the X-axis represents the experimental values. Each experimental results is presented by two data points, one triangle and one square. The triangle and the square correspond to $(\Delta\sigma_{LENM}, \Delta\sigma_{exp})$ and

$(\Delta\sigma_{\text{LEFM}}, \Delta\sigma_{\text{exp}})$, respectively. Both the triangle and square data points are reported for the specific $a_{(\text{max})}$ of each specimen. The black dashed line represents the ideal prediction model where predictions perfectly match the experimental results (slope of 1). All data reported above and below this line are overestimating and underestimating the experiment results, respectively.

Out of the 14 specimens, 13 had overestimated fatigue strength predictions when using the LENM, whereas the fatigue strength of only one specimen was overestimated when using the LEFM.

The Mean Absolute Percentage Error (MAPE) and the Relative Standard Deviation (RSD) were calculated by comparing the experimental data to the ideal prediction model. The MAPE characterizing the LEFM and LENM predictions are 16.1% and 33.7%, respectively. Therefore, the prediction accuracy (calculated as $100 - \text{MAPE}$) is 83.9% for LEFM and 66.3% for LENM, with associated RSD values of 14.4% and 34.0%, reflecting the variability in the prediction errors.

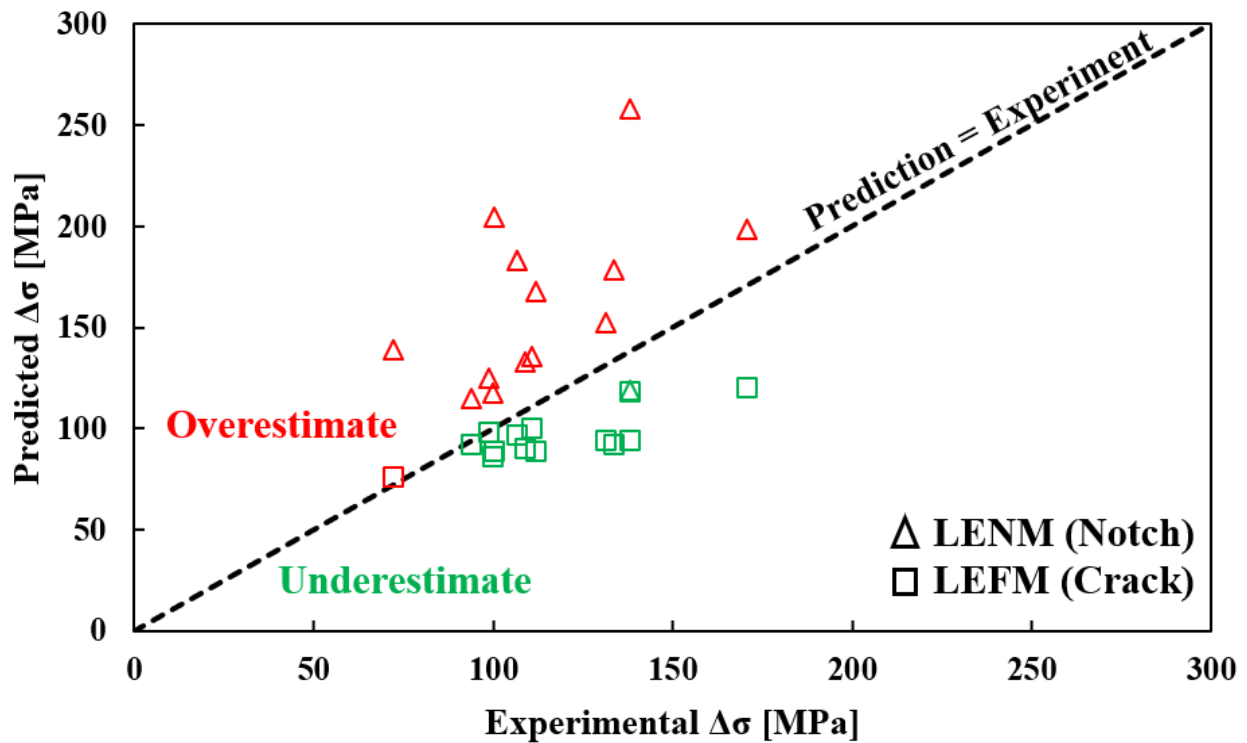


Figure 5.16 Fatigue strength comparison using LEFM and LENM approaches using maximum discontinuity size

Since LEFM led to the most accurate fatigue strength prediction, its application was further explored. The discontinuity size variation through the specimen thickness and the existence of

multiple crack initiation sites triggered a question. What discontinuity size parameter between $a_{(\min)}$, $a_{(\max)}$ and $a_{(\text{mean})}$ will lead to the most accurate fatigue strength predictions?

Figure 5.17(a) and (b) present the experimental results in a KT diagram. In **Figure 5.17(a)**, the fatigue strength is reported over the average size of the discontinuities $a_{(\text{mean})}$, while in **Figure 5.17(b)**, bands spanning the $a_{(\min)}$ and $a_{(\max)}$ values are presented. These comparative graphs reveal that the LEFM predictions provide a good estimation of the fatigue strength related to the average discontinuity size measured on the fracture surfaces. Additionally, for most specimens, conservative fatigue strength predictions can be obtained using $a_{(\max)}$.

Based on the ΔK_{th} and $\Delta\sigma_0$ parameters used in this study, the El Haddad-Smith-Topper parameter (a_0) [29] is 0.031 mm for the 410NiMo welded material.

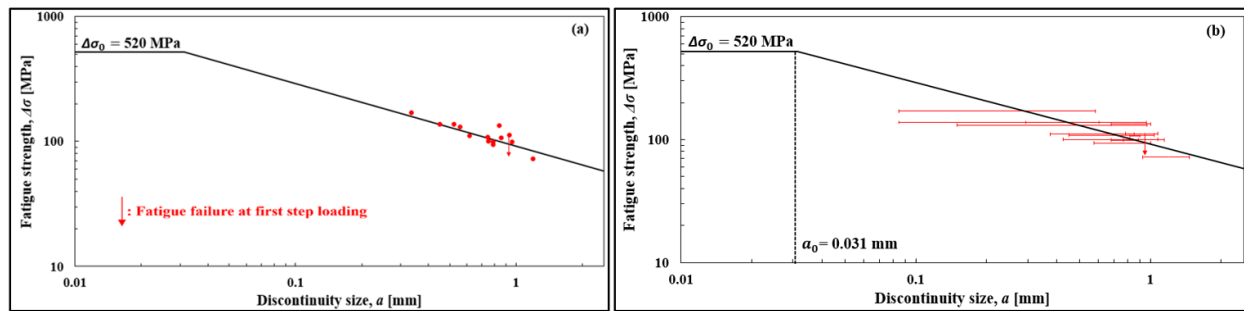


Figure 5.17 Results on the Kitagawa-Takahashi diagram showing (a) Mean discontinuity size, and (b) Discontinuity size variation. The red arrow indicates the applied stress variation that led to the fatigue failure of specimen No.10 during the first loading step

5.5 Discussion

The application of notch theory, calibrated with the singularity exponent characterizing the local stress field predicted by finite element simulation, was unable to improve the accuracy of the fatigue strength predictions under the studied conditions. Several explanations can be proposed.

The finite element simulations were performed using the geometry of discontinuities characterized by CT scans with a resolution of 20 $\mu\text{m}/\text{voxel}$. Patterson et al. [57] reported that detail detectability of a CT scan is typically 3 times the voxel size. Considering that the crack-initiating discontinuity shown in **Figure 5.14(c)** has a length smaller than 60 μm , this notch was not revealed by the CT scan and, therefore, was not accounted for in the numerical simulation of the stress field. This explains why the singularity exponent calculated by FEA is less than 0.5 for all studied specimens.

At the tip of the micro-notch, the singularity exponent is probably closer to 0.5, as the angle between the notch lips approaches zero.

In addition to the notch-like discontinuities, 5 out of the 14 specimens suffered from cracking prior to fatigue testing. The oxide present on a portion of the fractured surface indicates that small cracks, ranging from 50 μm to 700 μm in depth, existed before the post-weld heat treatment was performed. These cracks were not revealed by the CT scan. In industrial applications, these cracks would most likely go undetected by conventional ultrasonic inspection. Bajgholi et al. [1] demonstrated that the probability of detecting a 3.17 mm flaw in a 410NiMo weld is 50%. Nevertheless, even if these cracks were detected, information on their specific geometry would not allow for accurate modelling of the local stress field.

Another notable observation from EDS analysis performed on the fractured surface is the high concentration of elements belonging to the flux. Ti, Si and Zr were highly concentrated at the crack initiation sites, particularly in the oxidized regions (notch surfaces and pre-crack areas). Even though no characterization of their embrittlement potential was performed, the diffusion of foreign elements into the filler material is often undesirable, as it has the potential to modify the material's resistance to crack initiation and propagation. ASME standards [58] have indicated that the presence of flux residues can be extremely corrosive, and certain researchers have highlighted the harmful effects of these elements [20, 21].

5.6 Conclusion

The general objective of this research work was to predict the fatigue resistance of welds containing wormlike discontinuities ranging from 0.18 mm to 2.94 mm. These discontinuities were successfully introduced by adding flux residue between weld beads. The geometry of the discontinuities was characterized using a CT scan with a precision of 20 μm /voxel. Modelling of the stress field around the discontinuity was performed using a finite element simulation, resulting in stress singularity exponents ranging from 0.27 to 0.45, which are lower than the 0.5 exponent characterizing a crack. The fatigue strength of the specimens, at $R = 0.1$ and 2E^6 cycles, ranged between 72 MPa and 171 MPa, while the fatigue resistance of the material without defects is estimated at 520 MPa. After studying the fractured surfaces and comparing the fatigue results with analytical fatigue strength predictions made using LENM and LEFM, the following conclusions are proposed:

1) Welding discontinuities introduced in a controlled environment suggest that their impact on fatigue strength is similar to that of crack-like discontinuities for the following reasons:

- Small notches, undetected by CT scan, are produced at the superposition of weld beads; these notches may have a singularity exponent closer to 0.5.

- Cracks, undetected by CT scan, are prone to form during welding; these cracks have a singularity exponent of 0.5.

2) Foreign elements belonging to flux residues were found at crack initiation sites. Their presence can embrittle the material.

Applying the LENM proves to be unsafe for the durability of turbine runners, as the calculated inspection intervals may lead to unexpected risks. This research empirically validates that the discontinuities introduced in the weld are crack-like discontinuities. Hydro-Québec's current approach used to predict the operational fatigue life of hydraulic turbines is substantiated by this research. Assessment of weld discontinuities by conventional non-destructive testing (NDT) methods, such as ultrasonic inspection (UT), cannot confirm the presence of the aforementioned small, yet critical, discontinuities. It is thus recommended to treat volumetric discontinuities from welding as crack-like discontinuities, as proposed by the ASME standards [58]. To this end, it is recommended to use the Kitagawa-Takahashi diagram for predicting the fatigue strength of elongated wormhole discontinuities, as it provides a prediction accuracy of $83.9 \pm 14.4 \%$ when accounting for the maximum discontinuity size.

Acknowledgements

This work was supported by the Hydro-Québec Research Institute (IREQ), the Consortium de recherche et d'innovation en transformation métallique (CRITM), the National Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC) and the Mathematics of Information Technology and Complex Systems (MITACS). The help of technologists Alexandre Lapointe, Alexandre Tremblay, Carlo Baillargeon, Jimmy Pichette and René Dubois from Hydro-Québec is gratefully acknowledged.

CHAPITRE 6 RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES

Ce chapitre présente des résultats complémentaires sur la caractérisation des sites d'amorce. Ces résultats viennent enrichir l'analyse présentée dans l'article du **Chapitre 5** et répondent aux objectifs spécifiques **OS3** et **OS4**, qui portent respectivement sur la vérification empirique de la résistance en fatigue et l'établissement des limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue.

6.1 Caractérisation des sites d'amorce

L'approche de la mécanique linéaire élastique de la rupture appliquée pour prévoir la résistance en fatigue dans le chapitre précédent repose sur deux hypothèses principales, dont la validité doit être confirmée.

La première sous-section aborde les observations au MEB, où sont détaillées les formes et dimensions des sites d'amorce. La deuxième sous-section aborde les analyses par EDS qui cartographient la composition chimique locale pour discuter de son influence sur l'amorçage des fissures.

6.1.1 Examen de la géométrie des fissures

La première hypothèse repose sur le facteur géométrique de la discontinuité, noté Y , qui est utilisé pour prévoir la résistance en fatigue. Dans les observations du **Chapitre 5**, la présence de multiples sites d'amorce, sous forme de petites entailles, suggère l'utilisation d'un facteur de correction géométrique de 1.00 (valeur correspondant à une fissure centrée dans une plaque infinie). Cependant, les analyses fractographiques révèlent la présence de fronts de propagation de fissure semi-elliptique susceptible de faire varier la valeur de Y .

Afin d'évaluer l'effet des géométries observées sur les prévisions, une analyse détaillée des caractéristiques géométriques des sites d'amorce a été réalisée. La **Figure 6.1** montre les dimensions typiques d'une fissure semi-elliptique initiée à partir d'un site d'amorce de largeur $2c_i$ depuis le centre d'une surface libre. Le facteur de correction géométrique pour les fissures semi-elliptiques est calculé selon les équations de Newman [59] :

$$Y = \frac{\left[M_1 + M_2 \left(\frac{a_i}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a_i}{t} \right)^4 \right] g f_w}{\sqrt{Q}} \quad (6.1)$$

La fonction est définie pour $0 \leq a_i/c_i \leq 2$, $c_i/b < 0.5$, et $0 \leq \Phi \leq \pi$. Un angle paramétrique de l'ellipse (Φ) de $\pi/2$ est utilisé pour le cas où le facteur d'intensité de contrainte est maximum.

Le facteur de forme pour une fissure elliptique est applicable pour $a_i/c_i \leq 1$:

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a_i}{c_i} \right)^{1.65} \quad (6.2)$$

Le facteur de correction géométrique (Y) est déterminé à partir de plusieurs fonctions d'ajustement et de correction, incluant les coefficients M_i et g , le facteur de correction de largeur finie f_w :

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \left(\frac{a_i}{c_i} \right) \quad (6.3)$$

$$M_2 = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + \left(\frac{a_i}{c_i} \right)} \quad (6.4)$$

$$M_3 = 0.5 - \frac{0.89}{0.2 + \left(\frac{a_i}{c_i} \right)} + 14 \left(1 - \frac{a_i}{c_i} \right)^{24} \quad (6.5)$$

$$g = 1 + \left[0.1 + 0.35 \left(\frac{a_i}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \Phi)^2 \quad (6.6)$$

$$f_w = \left[\sec \left(\frac{\pi c_i}{2b} \sqrt{\frac{a_i}{t}} \right) \right]^{1/2} \quad (6.7)$$

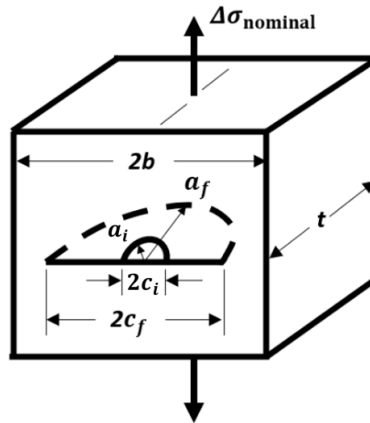


Figure 6.1 Dimensions d'une fissure semi-elliptique initiée à partir d'un site d'amorce de largeur $2c_i$ et de profondeur a_i localisée au centre d'une surface libre

La **Figure 6.2** montre les sites d'où s'amorcent des fissures elliptiques identifiées pour les éprouvettes No.2 et No.7, avec des annotations au microscope optique.

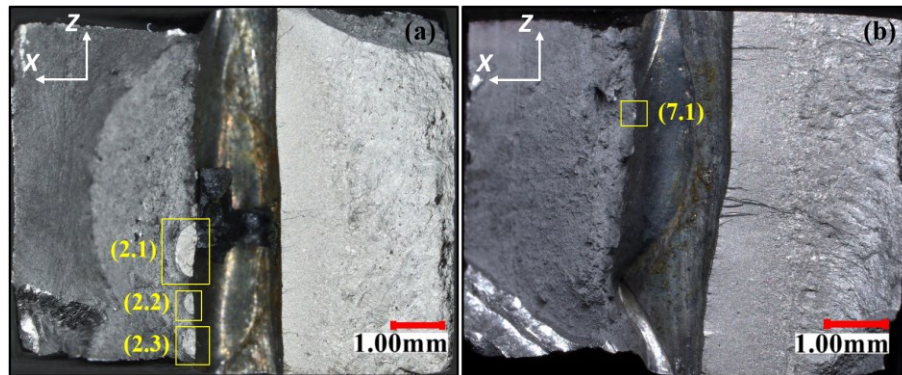


Figure 6.2 Observation et annotation au microscope optique des sites d'amorce présents dans les éprouvettes (a) No.2 et (b) No.7

La **Figure 6.3** présente les différents sites d'amorces annotés à la **Figure 6.2**. Les dimensions a_i et $2c_i$ des sites d'amorce ont été mesurées à partir des observations au MEB et sont rapportées dans le **Tableau 6.1**.

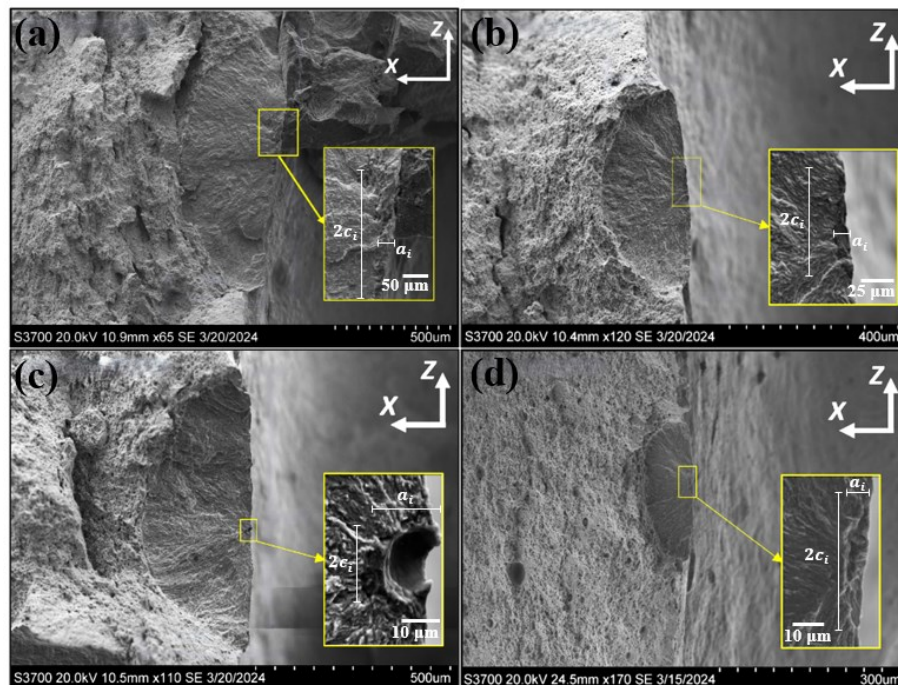


Figure 6.3 Observation des sites d'amorce au MEB avec les annotations a_i et $2c_i$: (a) No.2.1 (b) No.2.2 (c) No.2.3 (d) No.7.1. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités.

Le **Tableau 6.1** récapitule les caractéristiques pertinentes des fissures elliptiques observées dans cette section, mais aussi celles des éprouvettes No.5 et No.8 présenté en détail à la **Section 5.3.4**. Les rapports de forme $a_i/2c_i$ permettent de catégoriser les sites d'amorce selon leurs géométries : une géométrie très allongée présente un rapport de forme autour de 0.15, tandis qu'une géométrie circulaire se caractérise par un rapport de 1.0. Le facteur de correction géométrique est calculé pour une fissure semi-elliptique pour tous les sites d'amorce à partir de l'**Équation 6.1**, excepté le site d'amorce 2.3 qui présente une forme circulaire (*penny shape*), caractérisé par un facteur de correction $Y = 2/\pi$.

Tableau 6.1 Caractéristiques des sites d'amorce

No. Éprouvette	a_i [μm]	a_f [μm]	$2c_i$ [μm]	$2c_f$ [μm]	Rapport de forme ($a_i/2c_i$) [-]	Y [-]
2.1	34	426	249	1150	0.14	1.00
2.2	13	203	84	485	0.15	1.00
2.3	18	277	20	725	0.90	0.64
5	727	-	4197	-	0.17	1.00
7.1	7	83	43	230	0.16	0.99
8	195	-	490	-	0.40	0.75

Les sites d'amorce No.2.1, No.2.2, No.5 et No.7.1 présentent des rapports de forme ($a_i/2c_i$) très allongés, se rapprochant ainsi d'une fissure de type bande pour un facteur de correction géométrique $Y \approx 1.00$. Le site d'amorce No.8 présente un facteur Y se rapprochant de la valeur attendue pour un rapport de forme semi-circulaire ($Y = 0.728$). Le site d'amorce No.2.3 a une forme circulaire, caractéristique d'une cavité d'inclusion d'oxyde située sous la surface.

Les valeurs calculées pour Y varient entre $2/\pi$ et 1.00, ce qui confirme que l'application d'un facteur de correction géométrique de $Y = 1.00$ est conservatrice pour la prévision de la résistance en fatigue.

6.1.2 Examen de la nature chimique des sites d'amorce

La seconde hypothèse suppose que le seuil de propagation des fissures ayant causé la défaillance est celui du métal d'apport, estimé à $\Delta K_{th} = 5.16 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ pour un rapport de charge cyclique $R = 0.1$. Cependant, les analyses EDS effectuées sur les faciès de rupture, présentées dans le **Chapitre 5**, révèlent une concentration élevée d'éléments provenant du flux, tels que le titane (Ti) et le zirconium (Zr), aux sites d'amorce, notamment dans les zones oxydées. Cette modification chimique locale pourrait avoir un impact sur le seuil de propagation des fissures, remettant en question l'hypothèse du seuil unique.

Les cartographies élémentaires par EDS (**Figures 6.4 à 6.7**) permettent de visualiser la distribution du flux dans la matrice métallique.

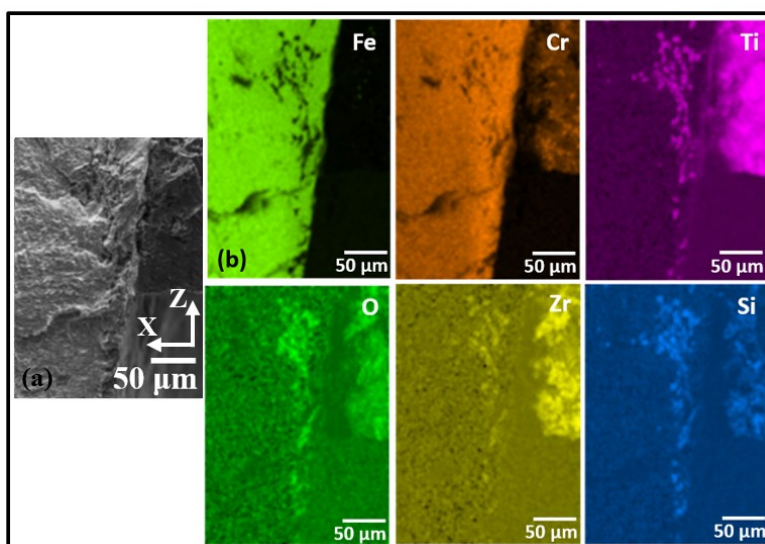


Figure 6.4 Caractérisation du site d'amorce No.2.1 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités

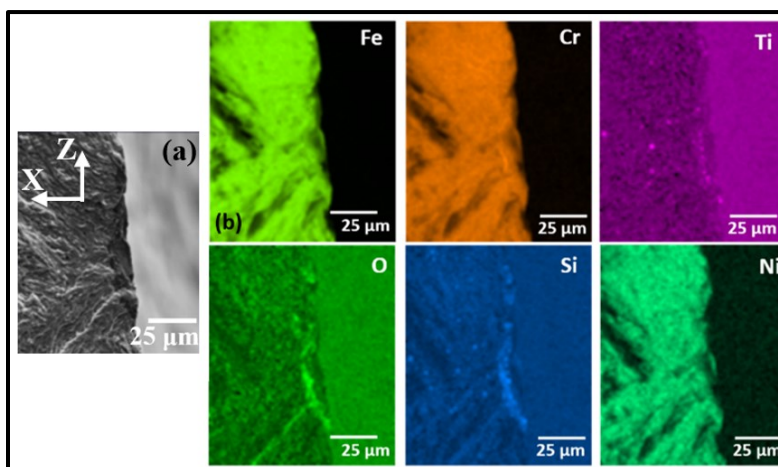


Figure 6.5 Caractérisation du site d'amorce No.2.2 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités

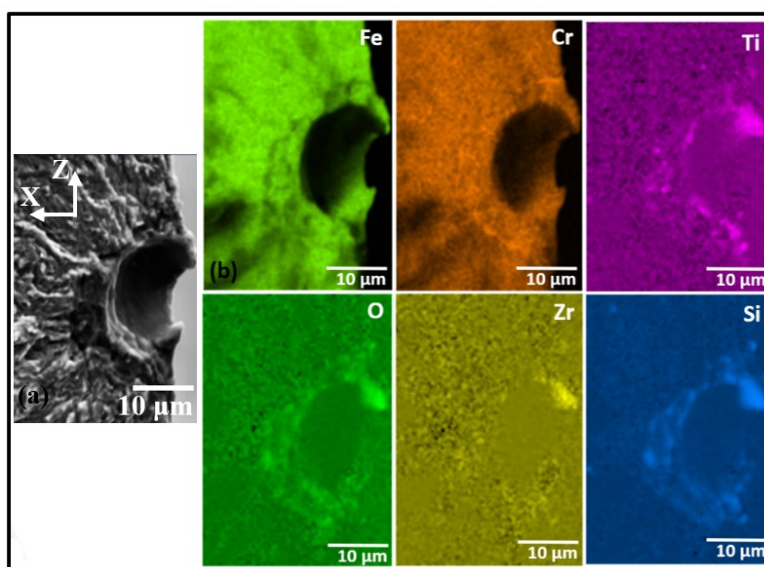


Figure 6.6 Caractérisation du site d'amorce No.2.3 : (a) Image MEB du site d'amorce, et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités

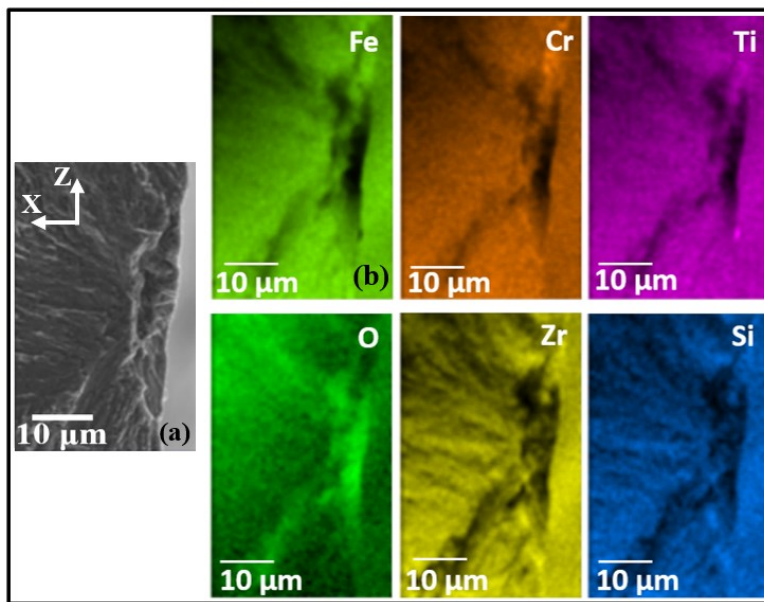


Figure 6.7 Caractérisation du site d’amorce No.7.1 : (a) Image MEB du site d’amorce et (b) Cartographie des éléments par EDS. La soudure multipasse est orientée dans la direction X : la racine à droite et la zone de recouvrement à gauche des discontinuités

Le site d’amorce No.2.1 montre la présence de flux emprisonné sous forme d’inclusion de laitier, créant un vide planaire propice à la fissuration. La profondeur observée des sites d’amorce No.2.2 et No.7.1 indique également un vide planaire. Ces observations suggèrent que la présence de résidus de flux peut influencer la résistance locale à la propagation des fissures. La norme ASME [58] décrit ces résidus de flux comme pouvant être très corrosifs, bien que sans référence externe pour appuyer cette affirmation. En outre, bien que l’*International Institute of Welding* (IIW) [60] indique une réduction du seuil de propagation des fissures en environnement corrosif principalement pour les aciers non inoxydables, la présence de résidus de flux potentiellement corrosifs pourrait affecter localement la résistance en fatigue de l’acier inoxydable.

6.2 Sommaire des résultats complémentaires

Les résultats montrent que certains sites d’amorce associés à la présence de flux présentent une géométrie semi-elliptique plutôt qu’une géométrie en bande. Cependant, l’utilisation d’un facteur de correction géométrique adapté aux fissures de type bande s’avère conservatrice pour la prévision de la résistance en fatigue dans ces configurations. Les analyses EDS ont révélé que les résidus de flux modifient la composition chimique localement autour des sites d’amorce, ce qui peut potentiellement influencer la valeur du seuil de propagation des fissures.

CHAPITRE 7 DISCUSSION GÉNÉRALE

Ce chapitre propose une discussion générale des découvertes issues des **Chapitres 4, 5 et 6**, en se basant sur les objectifs spécifiques définis au **Chapitre 3** pour répondre à la question de recherche suivante:

L'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin peut-elle améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour les soudures 410NiMo présentant de grandes discontinuités volumétriques ?

Cette discussion synthétise les résultats expérimentaux et numériques obtenus, en évaluant la pertinence de l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin dans le contexte spécifique des soudures contenant des discontinuités de grande taille.

7.1 Discussion générale basée sur les objectifs

7.1.1 Objectif 1 : Analyser la distribution de contrainte au fond de discontinuités volontairement introduites lors du soudage de l'acier 410NiMo.

Pour atteindre cet objectif, un ensemble de méthodes expérimentales et numériques a été employé pour caractériser la géométrie des discontinuités et modéliser la distribution de contrainte.

Comme détaillé au **Chapitre 4**, les éprouvettes ont été préparées selon un protocole comprenant le soudage par FCAW, le PWHT, l'introduction d'une discontinuité centrale et un polissage à 1 μm . La caractérisation des soudures a été effectuée par attaque chimique, microscopie optique et microdureté, confirmant que les discontinuités n'affectaient pas localement le métal d'apport.

Les discontinuités volumétriques, introduites avec succès dans les soudures, ont été caractérisées par tomodensitométrie à une résolution de 20 μm /voxel. Bien que cette résolution permette de visualiser les discontinuités, elle limite la précision dans l'analyse des plus petites zones de concentration de contraintes.

L'analyse par éléments finis a cartographié les zones de concentration de contraintes autour de ces discontinuités, qui présentent des géométries tridimensionnelles complexes influençant significativement la distribution de contrainte. Les résultats du **Chapitre 5** indiquent que les zones de contraintes maximales se situent en périphérie des discontinuités, identifiées comme des points

critiques pour la prévision des comportements en fatigue. L'analyse numérique a également révélé des exposants de singularité variant de 0.27 à 0.45, soit des valeurs inférieures à l'exposant de 0.50 typiquement associé à une fissure, ce qui indique que ces discontinuités sont numérisées comme des entailles plutôt que des fissures.

D'autres facteurs géométriques ont été déterminés, tels que le facteur de correction géométrique, avec des valeurs comprises entre 1.04 et 1.42, et des facteurs de concentration de contrainte allant de 4.06 à 8.31. L'éprouvette No.5 a atteint un k_t de 40.2 sans pour autant présenter les caractéristiques d'une fissure, l'exposant de singularité restant à 0.36.

7.1.2 Objectif 2 : Prévoir la résistance en fatigue à partir des résultats de OS1 et de la théorie des entailles

Pour répondre à cet objectif, une analyse approfondie a été réalisée en utilisant les paramètres géométriques (α , Y , k_t) déterminés précédemment. Conformément aux recommandations de W.Fricke [61] dans l'IIW, les modélisations avec les NSIF nécessitent une analyse détaillée du champ de contraintes proche de la pointe de l'entaille, ce qui requiert des maillages très fins dans les simulations FEA.

En appliquant la théorie du facteur d'intensité de contrainte des entailles, l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin a été employée au **Chapitre 5** pour évaluer sa capacité à améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour des soudures présentant de grandes discontinuités volumétriques. Cette approche est particulièrement pertinente, car elle prend en compte l'effet des entailles et de la géométrie complexe des discontinuités volumétriques.

Lazzarin et Tovo [62] ont déjà démontré que les essais de fatigue sur divers joints soudés produisent des courbes $S-N$ cohérentes lorsque le NSIF est utilisé comme paramètre de fatigue, validant ainsi cette approche pour la prévision de la durée de vie en fatigue des structures soudées.

Les simulations indiquent que l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin, adaptée aux caractéristiques géométriques uniques des discontinuités volumétriques présentes dans les soudures 410NiMo, pourrait potentiellement améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue par rapport à l'approche classique de la LEFM. Cependant, ces prévisions doivent être vérifiées empiriquement pour en confirmer la validité comme discuté à la **Section 7.1.3**.

7.1.3 Objectif 3 : Vérifier empiriquement les prévisions de la résistance en fatigue

Pour répondre à cet objectif, 14 éprouvettes ont été soumises à des essais de fatigue, accompagnés d'analyses fractographiques dans les **Chapitres 5** et **6** pour identifier les sites d'amorce, avec une méthodologie explicitée au **Chapitre 4**.

Les essais ont révélé des valeurs de résistance en fatigue comprises entre 72 MPa et 171 MPa pour les éprouvettes contenant des discontinuités, tandis que la résistance en fatigue d'un matériau sans défauts est estimée à 520 MPa, sous les conditions $N = 2E^6$ cycles et un rapport de charge cyclique $R = 0.1$. Les résultats du **Chapitre 5** ont permis de vérifier empiriquement que les discontinuités introduites dans les soudures suivent une tendance prévisible selon la mécanique linéaire élastique de la rupture, plutôt que selon l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin.

L'analyse fractographique a révélé de multiples sites d'amorce provenant d'un essai de fatigue interrompu, comprenant notamment de petites entailles formées lors du soudage et remplies de résidus de flux, non détectables avec la résolution de $20 \mu\text{m}^3$ du CT scan. Ces entailles, d'un rayon de $5 \mu\text{m}$, ont été observées dans deux joints au niveau de la racine de la soudure, constituant des points critiques pour l'amorçage des fissures.

De plus, 5 des 14 éprouvettes présentaient des fissures formées durant le soudage, avant même les essais de fatigue. La présence d'oxydes sur certaines zones du faciès de rupture indique que de petites fissures, de $50 \mu\text{m}$ à $700 \mu\text{m}$ de profondeur, existaient avant le traitement thermique post-soudage. Non détectées par le CT scan, leur géométrie spécifique reste inconnue, ce qui complique la modélisation précise du champ de contraintes local.

L'analyse EDS des faciès de rupture a révélé une concentration élevée d'éléments provenant des résidus de flux, tels que le Ti, le Si et le Zr, dans les zones oxydées autour des sites d'amorce. Bien que leur effet exact sur le seuil de propagation des fissures n'ait pas été précisément quantifié, la diffusion de ces éléments étrangers dans le métal d'apport est souvent indésirable. Certains chercheurs ont mis en évidence leur potentiel à réduire la résistance en fatigue en raison de la formation d'inclusions de laitier [20, 21]. La norme ASME [58] indique également que les résidus de flux peuvent être très corrosifs. Toutefois, cette étude se concentre sur l'influence des discontinuités sur la résistance en fatigue, sans inclure une analyse de l'impact de la corrosion.

7.1.4 Objectif 4 : Poser les limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue

Pour atteindre cet objectif, il s'agit de poser les limites du modèle de prévision de la résistance en fatigue, en s'appuyant sur les résultats expérimentaux et les limitations identifiées. Une analyse approfondie des essais et des modélisations a été effectuée pour calibrer le modèle et améliorer la justesse des prévisions.

Les essais de fatigue effectués sur des éprouvettes de soudures en acier 410NiMo, contenant des discontinuités délibérément introduites, ont montré une tendance conservatrice conforme à la mécanique linéaire élastique de la rupture. La prévision de la résistance en fatigue selon la LEFM reste conforme aux pratiques d'Hydro-Québec. Les inspections ultrasoniques réalisées après la fabrication des roues de turbines ne permettent pas d'obtenir une résolution inférieure au millimètre, soulignant ainsi la nécessité d'une approche conservatrice pour l'évaluation de la résistance en fatigue. Cependant, en appliquant la théorie des entailles, des écarts significatifs de nature non conservatrice ont été observés. Cette approche se révèle insuffisante pour garantir la pérennité des roues de turbines chez Hydro-Québec, car les intervalles d'inspection calculés selon cette approche peuvent mener à des risques imprévus.

L'une des principales limites identifiées concerne la résolution des images tomographiques, fixée à 20 $\mu\text{m}/\text{voxel}$, qui influence la précision des simulations par éléments finis, particulièrement pour les micro-discontinuités de taille inférieure aux voxels. Cette résolution limite la capacité du modèle à capturer la géométrie exacte des micro-discontinuités, réduisant ainsi la justesse des prévisions de la résistance en fatigue.

Les travaux de calibration présentés au **Chapitre 6** ont démontré que l'utilisation du facteur de correction géométrique $Y = 1.00$ pour le calcul de la résistance en fatigue basée sur la LEFM constitue une approche conservatrice. Les petites entailles observées sont considérées comme des fissures de type bande, justifiant ainsi un facteur $Y = 1.00$ en raison de leur rapport de forme très élevé. Les autres sites d'amorce observés, de géométrie semi-elliptique, présentent des valeurs de Y comprises entre 0.75 et 1.00, tandis qu'un oxyde sous-surface est approximé par le facteur Y de 0.64. De plus, l'outil de prévision de la résistance en fatigue, le diagramme de Kitagawa-Takahashi présenté au **Chapitre 5**, doit être calibré pour la taille maximale de chaque discontinuité

afin de produire des prévisions conservatrices, conformément aux recommandations de l'IIW [60] pour des discontinuités volumétriques.

Les données expérimentales du **Chapitre 5**, illustrées dans la **Figure 7.1** et comparées à celles d'Akbarian [11], montrent un écart significatif de la résistance en fatigue entre les entailles hémisphériques et les discontinuités vermiformes allongées pour l'acier 410NiMo. Les entailles hémisphériques suivent la théorie NSIF, avec un exposant de singularité de 0.18, tandis que les discontinuités de soudure introduites volontairement présentent un comportement conforme à la LEFM ($\alpha = 0.5$) pour des diamètres maximaux compris entre 1.18 mm et 2.94 mm.

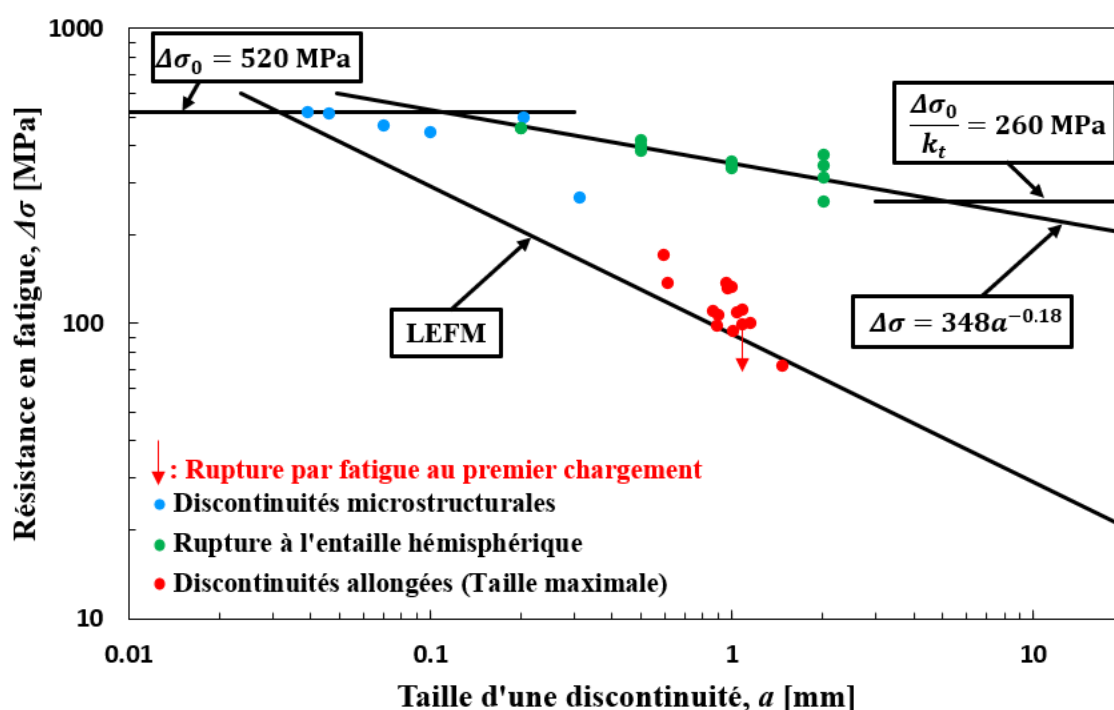


Figure 7.1 Résistance en fatigue pour différents types de discontinuités dans le matériau 410NiMo pour $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$ (D'après les résultats de [11])

L'approche par la théorie des entailles, bien que calibrée avec l'exposant de singularité local, n'a pas permis d'améliorer la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour les soudures 410NiMo présentant de grandes discontinuités volumétriques. Cela souligne la nécessité d'adapter l'approche LEFM en fonction de la nature spécifique des discontinuités présentes dans la soudure.

CHAPITRE 8 CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS

Les analyses menées dans cette étude révèlent l'influence des discontinuités volumétriques sur la résistance en fatigue des soudures en acier 410NiMo, à travers les conclusions expérimentales et numériques suivantes :

Conclusions expérimentales

- **L'introduction de flux lors du soudage** permet de produire des **discontinuités vermiformes allongées**, orientées parallèlement aux cordons de soudures, avec des **diamètres variant de 0.18 mm à 2.94 mm**.
- Les discontinuités générées par l'ajout de flux **produisent des entailles et/ou des fissures formées pendant le soudage**, ayant un effet sur la **résistance en fatigue comparable à celui des fissures**.
- La **résolution du CT scan**, fixée à **20 μm /voxel**, ne permet pas de **caractériser précisément les entailles de l'ordre de 60 μm** , la limite de détection des détails étant généralement de trois fois la taille du voxel.
- Les **grandes discontinuités de soudure** de forme arrondie peuvent contenir des **micro-fissures non détectables par CT scan**.
- Des **éléments étrangers** tels que le titane (Ti), le silicium (Si), et le zirconium (Zr), issus des **résidus de flux**, sont présents aux sites d'amorce et **peuvent réduire le seuil de propagation des fissures**.

Conclusions numériques

- Les simulations numériques révèlent des **exposants de singularité** compris entre **0.27 et 0.45**, inférieurs à 0.5 (valeur caractéristique d'une fissure), **justifiant ainsi l'application de la théorie NSIF**.
- La **quantification de la distribution de contrainte** autour des discontinuités est **limitée par la résolution du CT scan**, restreignant ainsi la précision des simulations par éléments finis.
- Les **prévisions de résistance en fatigue basées sur la théorie NSIF** sont **influencées par la précision de la quantification de la distribution de contrainte** autour des discontinuités.

Conclusions globales

Cette étude démontre que **l'application de l'approche généralisée d'Atzori-Lazzarin n'améliore pas la justesse des prévisions de résistance en fatigue pour les soudures 410NiMo présentant de grandes discontinuités volumétriques**. En revanche, l'utilisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi pour les éprouvettes testées permet une prévision juste de la résistance en fatigue, les discontinuités volumétriques introduites dans les soudures en acier 410NiMo se comportant de manière similaire aux fissures.

Conformément à la norme ASME [58], il est recommandé de considérer les discontinuités volumétriques issus du soudage comme des fissures dans les analyses de fatigue. **L'application du diagramme de Kitagawa-Takahashi aux discontinuités allongées de type vermiforme a permis d'obtenir une justesse de prévision de la résistance en fatigue de 84 ± 14 %, en tenant compte de la taille maximale des discontinuités**. L'outil de prévision doit être utilisé dans des conditions similaires aux essais, soit en **environnement ambiant**, et calibré pour le **seuil de propagation du métal d'apport** avec un **facteur de correction géométrique de 1.00**. La calibration du diagramme Kitagawa-Takahashi peut être influencée par des facteurs tels que la corrosion, la présence d'éléments étrangers, ou des variations dans le traitement thermique post-soudage qui modifient la taille des grains; son utilisation doit donc être encadrée par des limites précises.

Recommandations de travaux futurs

Cette étude a vérifié que la résistance en fatigue des discontinuités volumétriques dans les soudures d'acier 410NiMo, réalisées par FCAW, est prévisible avec justesse par la LEFM. Les recherches supplémentaires sur ce sujet spécifique ne sont donc pas nécessaires.

La méthodologie développée dans cette recherche, utilisant la tomodensitométrie et l'analyse par éléments finis, constitue un cadre rigoureux pour modéliser avec précision les discontinuités volumétriques à géométrie complexe et pour prévoir la résistance en fatigue à l'aide du NSIF. Un axe de recherche prometteur consisterait à appliquer cette approche à d'autres procédés, tels que le moulage, la fabrication additive ou des techniques de soudage alternatives, où les discontinuités internes influencent significativement la tenue en fatigue. Une amélioration de la justesse dans la

prévision de la résistance en fatigue dans ces domaines permettrait potentiellement d'optimiser la conception des matériaux et d'accroître la pérennité des structures soumises à des charges cycliques.

En parallèle, l'investigation de l'effet d'un environnement corrosif sur les phénomènes de fatigue reste un sujet crucial. Dans un tel contexte, des recherches futures pourraient se concentrer sur l'interaction entre la corrosion et la fatigue, en particulier sur la réduction du seuil de propagation des fissures (ΔK_{th}) et l'évolution du diagramme Kitagawa-Takahashi sous conditions corrosives.

Remarques supplémentaires

L'institut de recherche d'Hydro-Québec poursuit activement ses efforts pour améliorer la fiabilité des installations hydroélectriques à travers des projets de recherche axés sur la fatigue-corrosion. Une estimation juste de la durée de vie en fatigue des turbines permet d'optimiser leurs performances tout en réduisant les coûts de maintenance, contribuant ainsi à l'augmentation de la production d'énergie hydroélectrique. Cette recherche s'inscrit pleinement dans une perspective de développement durable et vise à :

- Promouvoir l'utilisation des énergies renouvelables;
- Soutenir l'adaptation aux changements climatiques;
- Contribuer à la décarbonation des activités économiques.

RÉFÉRENCES

- [1] M. E. Bajgholi, G. Rousseau, M. Viens, D. Thibault, and M. Gagnon, "Reliability assessment of non-destructive testing (NDT) for the inspection of weld joints in the hydroelectric turbine industry," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 128, no. 9-10, pp. 4223-4233, 2023, doi: 10.1007/s00170-023-12176-5.
- [2] M. M. Amrei, H. Monajati, D. Thibault, Y. Verreman, and P. Bocher, "Effects of Various Post-Weld Heat Treatments on Austenite and Carbide Formation in a 13Cr4Ni Steel Multipass Weld," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 5, no. 1, pp. 50-61, 2016, doi: 10.1007/s13632-015-0251-z.
- [3] H. Habibzadeh Boukani, "Evaluation of the reliability of nondestructive ultrasonic inspection methods for the detection and the characterization of defects in hydroelectric turbine welded joints," École de technologie supérieure, 2018.
- [4] A. Trudel, "Étude expérimentale de la propagation de fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement de joints soudés de roues de turbines hydrauliques," École Polytechnique de Montréal, 2013. [Online]. Available: <https://publications.polymtl.ca/1315/>
- [5] M. Gagnon, A. Tahan, P. Bocher, and D. Thibault, "On the Fatigue Reliability of Hydroelectric Francis Runners," *Procedia Engineering*, vol. 66, pp. 565-574, 2013, doi: 10.1016/j.proeng.2013.12.108.
- [6] D. Thibault, M. Gagnon, and S. Godin, "The effect of materials properties on the reliability of hydraulic turbine runners," *International Journal of Fluid Machinery and Systems*, vol. 8, no. 4, pp. 254-263, 2015, doi: 10.5293/ijfms.2015.8.4.254.
- [7] H. Kitagawa, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage," in *Proc. 2nd int. conf. on mechanical behaviour of materials*, 1976, pp. 627-631.
- [8] S. Meimandi, "Characterization of shrinkage porosity and fatigue properties of cast CA-6NM low carbon martensitic stainless steels," École de technologie supérieure, 2021.
- [9] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "A unifying approach to fatigue design in presence of defects and notches subject to uniaxial loading," in *MATEC Web of Conferences*, 2014, vol. 12: EDP Sciences, p. 09001.
- [10] R. G. Ahangar, *Fatigue Behavior of Welded Joints with Partial Penetration*. Ecole Polytechnique, Montreal (Canada), 2018.
- [11] F. Akbarian, "Influence of the Discontinuities on the Fatigue Behavior of Welded 410NiMo Turbines," Mémoire, Génie mécanique, École polytechnique de Montréal, Montréal, 2023.
- [12] J. Lévesque, J. Lanteigne, H. Champliand, and D. Paquet, "Modeling solid-state phase transformations of 13Cr-4Ni steels in welding heat-affected zone," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 51, pp. 1208-1220, 2020.
- [13] L. Tôm-Thât and R. Lacasse, "Cavitation erosion–corrosion behavior of some hydraulic turbine runner steels," in *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2019, vol. 240, no. 6: IOP Publishing, p. 062028.

- [14] *Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*, A. A240/A240M, 2022.
- [15] G. C. Silva, J. A. de Castro, R. M. M. Filho, L. Caldeira, and M. L. Lagares, "Comparing two different arc welding processes through the welding energy: a selection analysis based on quality and energy consumption," *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, vol. 41, pp. 1-12, 2019.
- [16] *Specification for Stainless Steel Flux Cored and Metal Cored Welding Electrodes and Rods*, A. A5.22/A5.22M, 2020.
- [17] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, M. Gharghour, and M. Côté, "Residual stress characterization in low transformation temperature 13% Cr–4% Ni stainless steel weld by neutron diffraction and the contour method," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 23, pp. 6205-6210, 2010.
- [18] F. Foroozmehr, *Ductile fracture of 13% CR-4% NI martensitic stainless steels used in hydraulic turbine welded runners*. Ecole Polytechnique, Montreal (Canada), 2017.
- [19] E. Bauné, C. Bonnet, and S. Liu, "Reconsidering the basicity of a FCAW consumable-part 1: solidified slag composition of a FCAW consumable as a basicity indicator," *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, vol. 79, no. 3, pp. 57-s, 2000.
- [20] M. Quintana, J. McLane, S. Babu, and S. David, "Inclusion formation in self-shielded flux cored arc welds," *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, vol. 80, no. 4, pp. 98S-105S, 2001.
- [21] H. Habibzadeh Boukani, M. Viens, S.-A. Tahan, and M. Gagnon, "Case study on the integrity and nondestructive inspection of flux-cored arc welded joints of Francis turbine runners," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 98, no. 5-8, pp. 2201-2211, 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2139-y.
- [22] B. Arivazhagan and M. Kamaraj, "A study on factors influencing toughness of basic flux-cored weld of modified 9Cr-1Mo steel," *Journal of materials engineering and performance*, vol. 20, pp. 1188-1195, 2011.
- [23] S. Kou, "Welding metallurgy," *New Jersey, USA*, vol. 431, no. 446, pp. 223-225, 2003.
- [24] J. F. Lancaster, *Handbook of structural welding: processes, materials and methods used in the welding of major structures, pipelines and process plant*. Elsevier, 1997.
- [25] H. M. Westergaard, "Bearing pressures and cracks: Bearing pressures through a slightly waved surface or through a nearly flat part of a cylinder, and related problems of cracks," 1939.
- [26] G. R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate," 1957.
- [27] P. PC, "A rational analytic theory of fatigue," *Trends Engin*, vol. 13, pp. 9-14, 1961.
- [28] W. Commons. "Crack propagation curve Paris' law." https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Crack_propagation_curve_Paris%27_law.pdf (accessed 19 décembre 2024).

- [29] M. H. El Haddad, T. H. Topper, and K. N. Smith, "Prediction of non propagating cracks," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 11, no. 3, pp. 573-584, 1979, doi: 10.1016/0013-7944(79)90081-x.
- [30] D. Du Quesnay, M. Yu, and T. Topper, "An analysis of notch-size effects at the fatigue limit," *Journal of testing and evaluation*, vol. 16, no. 4, pp. 375-385, 1988.
- [31] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, 4th ed. Boston: Pearson, 2012.
- [32] M. L. Williams, "Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension," 1952.
- [33] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "A unified treatment of the mode I fatigue limit of components containing notches or defects," *International journal of fracture*, vol. 133, pp. 61-87, 2005.
- [34] Y. Verreman and N. Limodin, "Fatigue notch factor and short crack propagation," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 6, pp. 1320-1335, 2008, doi: 10.1016/j.engfracmech.2007.07.005.
- [35] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "Fracture mechanics and notch sensitivity," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 26, no. 3, pp. 257-267, 2003.
- [36] B. Atzori and P. Lazzarin, "Notch sensitivity and defect sensitivity under fatigue loading: two sides of the same medal," *International Journal of Fracture*, vol. 107, pp. 1-8, 2001.
- [37] I. CE, "Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners," *Trans Inst Naval Archit*, vol. 55, pp. 219-241, 1913.
- [38] J.-P. B  illon and J.-M. Dorlot, *Des matériaux*. Presses inter Polytechnique, 2000.
- [39] M. Schuscha, R. Aigner, S. Pomberger, M. Oberreiter, M. Leitner, and M. Stoschka, "On the behaviour of non-propagating cracks in steel and aluminium castings," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 220, p. 106670, 2019.
- [40] M. Schuscha, M. Horvath, M. Leitner, and M. Stoschka, "Notch Stress Intensity Factor (NSIF)-Based Fatigue Design to Assess Cast Steel Porosity and Related Artificially Generated Imperfections," *Metals*, vol. 9, no. 10, 2019, doi: 10.3390/met9101097.
- [41] P. Lazzarin and R. Zambardi, "A finite-volume-energy based approach to predict the static and fatigue behavior of components with sharp V-shaped notches," *International journal of fracture*, vol. 112, pp. 275-298, 2001.
- [42] P. Lazzarin, T. Lassen, and P. Livieri, "A notch stress intensity approach applied to fatigue life predictions of welded joints with different local toe geometry," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 26, no. 1, pp. 49-58, 2003.
- [43] P. Lazzarin, C. Sonsino, and R. Zambardi, "A notch stress intensity approach to assess the multiaxial fatigue strength of welded tube-to-flange joints subjected to combined loadings," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 27, no. 2, pp. 127-140, 2004.

- [44] L. Patriarca, A. D'Andrea, M. Cova, L. Rusnati, and S. Beretta, "Cyclic R-Curve Measurements for Structural Metallic Alloys," *Advanced Engineering Materials*, p. 2400447.
- [45] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "Fatigue strength assessment of welded joints: From the integration of Paris' law to a synthesis based on the notch stress intensity factors of the uncracked geometries," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 3-4, pp. 364-378, 2008, doi: 10.1016/j.engfracmech.2007.03.029.
- [46] S. J. Maddox, "The effect of plate thickness on the fatigue strength of fillet welded joints," *The Welding Institute, Abington Hall, Abington, Cambridge CB 1 6 AL, UK*, 1987. 48, 1987.
- [47] T. R. Gurney, *The fatigue strength of transverse fillet welded joints: A study of the influence of joint geometry*. Elsevier, 1991.
- [48] B. Atzori, G. Meneghetti, and L. Susmel, "Estimation of the fatigue strength of light alloy welds by an equivalent notch stress analysis," *International journal of fatigue*, vol. 24, no. 5, pp. 591-599, 2002.
- [49] *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, A. E466, 2021.
- [50] Shimadzu. "inspeXio SMX-225CT FPD HR Plus." <https://www.shimadzu.com/an/products/non-destructive-testing/microfocus-x-ray-ct-system/inspexio-smx-225ct-fpd-hr-plus/index.html> (accessed 2024).
- [51] L. Locati, "Le prove di fatica come ausilio alla progettazione ed alla produzione," *Metallurgia Italiana*, vol. 47, no. 9, pp. 301-308, 1955.
- [52] D. C. Maxwell and T. Nicholas, "A rapid method for generation of a Haigh diagram for high cycle fatigue," in *Fatigue and Fracture Mechanics: 29th Volume*: ASTM International, 1999.
- [53] R. S. Bellows, S. Muju, and T. Nicholas, "Validation of the step test method for generating Haigh diagrams for Ti-6Al-4V," *International Journal of Fatigue*, vol. 21, no. 7, pp. 687-697, 1999.
- [54] R. Ghafoori-Ahangar and Y. Verreman, "Fatigue behavior of load-carrying cruciform joints with partial penetration fillet welds under three-point bending," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 215, pp. 211-223, 2019, doi: 10.1016/j.engfracmech.2019.05.015.
- [55] *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*, A. E407, 2015.
- [56] *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, A. E384, 2022.
- [57] B. M. Patterson, J. P. Escobedo-Diaz, D. Dennis-Koller, and E. Cerreta, "Dimensional quantification of embedded voids or objects in three dimensions using X-ray tomography," *Microscopy and Microanalysis*, vol. 18, no. 2, pp. 390-398, 2012.
- [58] *Section VIII - Rules for Construction of Pressure Vessels Division 1*, A. BPVC, 2017.
- [59] J. Newman, *Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads*. Langley Research Center, National Aeronautics and Space Administration, 1984.

- [60] A. Hobbacher, *Recommendations for fatigue design of welded joints and components*. Springer, 2016.
- [61] W. Fricke, "IIW guideline for the assessment of weld root fatigue," *Welding in the World*, vol. 57, pp. 753-791, 2013.
- [62] P. Lazzarin and R. Tovo, "A notch intensity factor approach to the stress analysis of welds," *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, vol. 21, no. 9, pp. 1089-1103, 1998.

ANNEXE A ANALYSE DES PROFILS DE TEMPÉRATURE LORS DU TRAITEMENT THERMIQUE POST-SOUDAGE

La **Figure A.1** présente les profils de température mesurés par deux thermocouples (TC) pendant un traitement thermique post-soudage à 605 °C sur une période de 8 heures. Ces thermocouples ont été placés à des emplacements stratégiques pour garantir un contrôle thermique précis. Les données collectées confirment la stabilité du palier thermique.

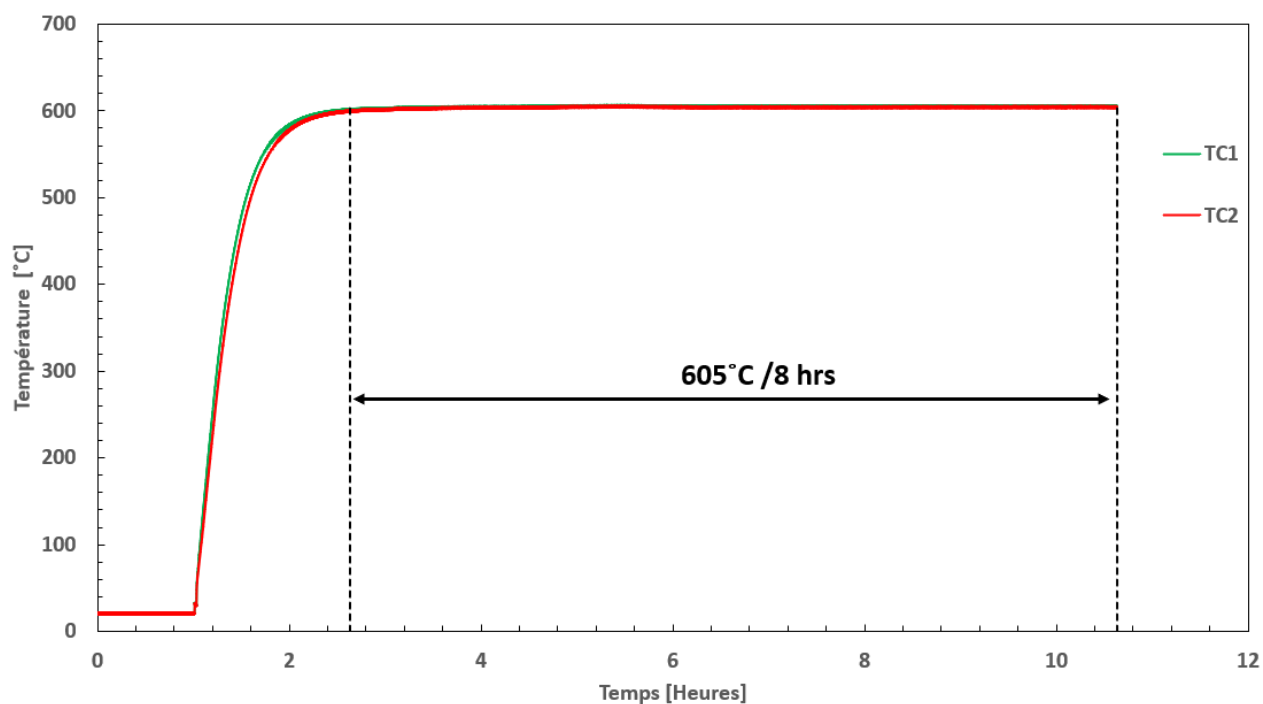


Figure A.1 Profils de température mesurés par deux thermocouples (TC) lors d'un traitement thermique à 605 °C pendant 8 heures

Technical Drawing of a Fatigue Test Specimen (Éprouvette de fatigue)

Front View (Top): Shows a specimen with a central gauge section of width 19.050. The grip sections on either side have a width of 25.400. The total length is 139.70. The central section has a fillet with a radius of R80.797. The surface finish is specified as $\sqrt{0.05}$ A.

Side View (Bottom): Shows the specimen with a central gauge section of width 7.620. The grip sections have a width of 25.400. The total length is 139.70. The central section has a fillet with a radius of R74.244. The surface finish is specified as $\sqrt{0.05}$ B.

Detail View (Right): Shows a cross-section of the specimen with a diameter of 25.400. The central section has a fillet with a radius of R80.797. The surface finish is specified as $\sqrt{0.05}$ A. The dimensions are 4.7625 (± 0.0127) and 3.8100 (± 0.0127).

Notes:

- Dimensions in mm.
- Rugosité de surface Ra de 1.6 μm sauf indication contraire.
- Tolérance de dimension ± 0.0254 mm conformément à ASTM E466-15.

Figure B.1 Dessin technique d'une éprouvette de fatigue

ANNEXE C PROCÉDURE DÉTAILLÉE POUR CONVERTIR UNE DISCONTINUITÉ NUMÉRISÉE PAR CT EN MODÈLE PAR ÉLÉMENTS FINIS DANS ABAQUS CAE

Ouverture du fichier STL :

Le processus débute par l'ouverture du fichier STL dans SolidWorks, en utilisant l'option *ScanTo3D* conçue pour le traitement des données numérisées. Il est possible que *ScanTo3D* doive être activé via les compléments, accessibles dans l'onglet *Outils*. Cette étape permet d'importer directement le maillage généré par la numérisation CT.

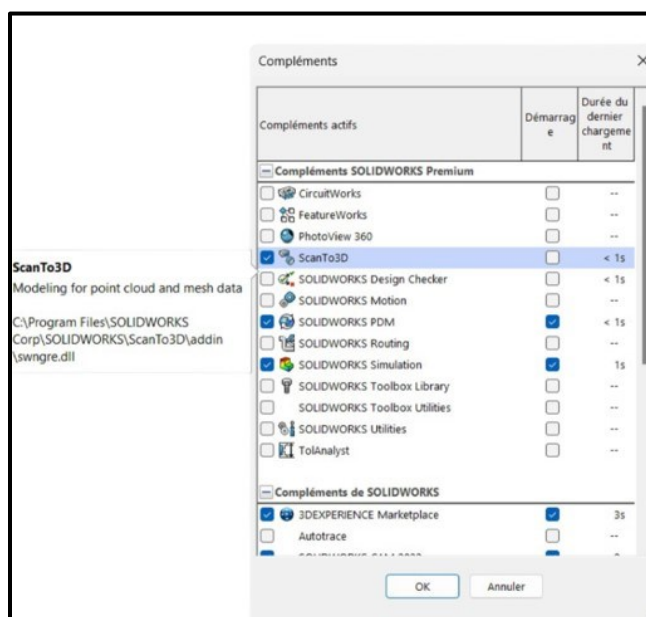


Figure C.1 Interface SolidWorks montrant l'activation du complément *ScanTo3D*

Préparation du maillage :

Une fois le fichier STL importé dans SolidWorks, il est nécessaire d'utiliser l'assistant de préparation du maillage. Cet outil permet d'optimiser la qualité du maillage en appliquant un lissage maximal et en éliminant le bruit. Le maillage affiné est ensuite sauvegardé sous le format *ScanTo3D* (*.stl).

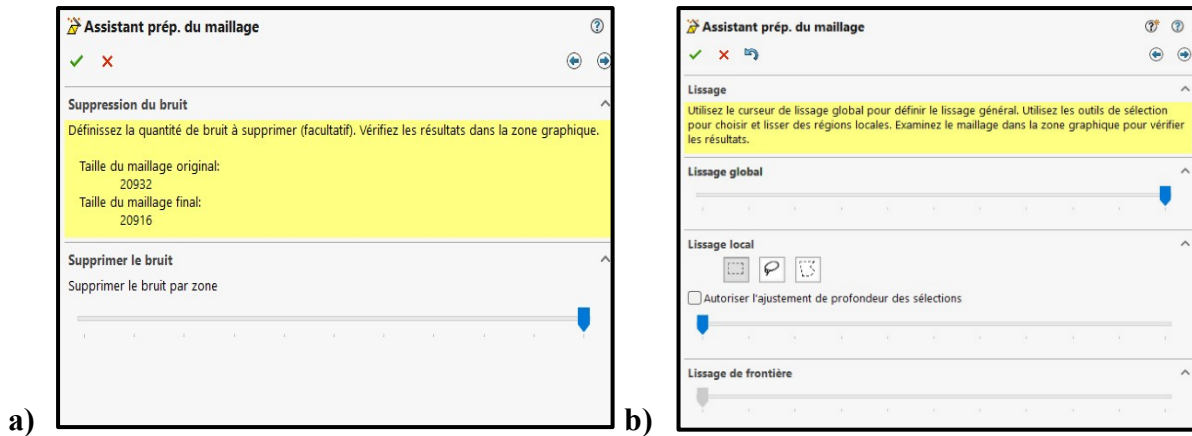


Figure C.2 Réglages de l'assistant de préparation du maillage : (a) Suppression du bruit, (b) Lissage global

Conversion en pièce SolidWorks :

Le fichier STL affiné doit ensuite être ouvert en mode *corps volumique* dans SolidWorks, ce qui permet de traiter le maillage comme un solide pour les modifications futures. Ce fichier est ensuite enregistré en tant que pièce *SOLIDWORKS* (.prt; .sldprt).

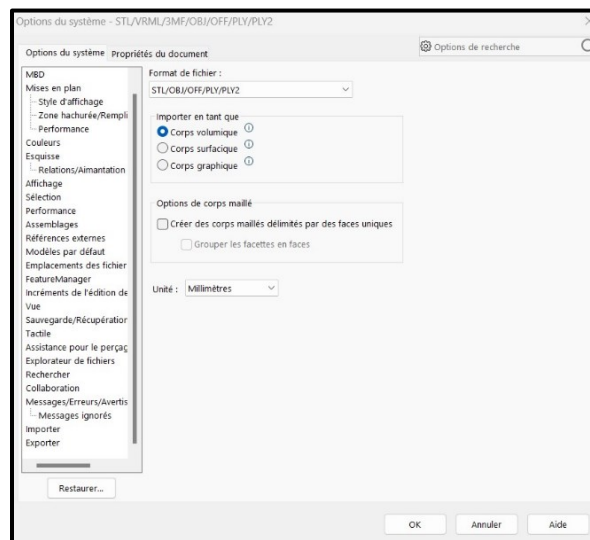


Figure C.3 Importation du fichier STL en tant que corps volumique dans SolidWorks

Intégration et alignement :

La discontinuité numérisée est ensuite intégrée dans une pièce représentant les dimensions exactes de l'éprouvette. Cela se fait en utilisant l'option *Insertion > Pièce* dans SolidWorks. La cohérence des unités doit être garantie dans tous les fichiers importés. L'alignement des coordonnées de la

discontinuité avec celles de la pièce est nécessaire pour que les contraintes soient correctement évaluées par rapport à la géométrie. Cette étape peut nécessiter un recadrage des bords pour assurer une fusion optimale. La fonction *Combiner*, située dans l'onglet *Insertion*, est utilisée pour intégrer la discontinuité dans le bloc, en la soustrayant du corps principal. Des mesures et vérifications au microscope peuvent être nécessaires pour valider cette étape.

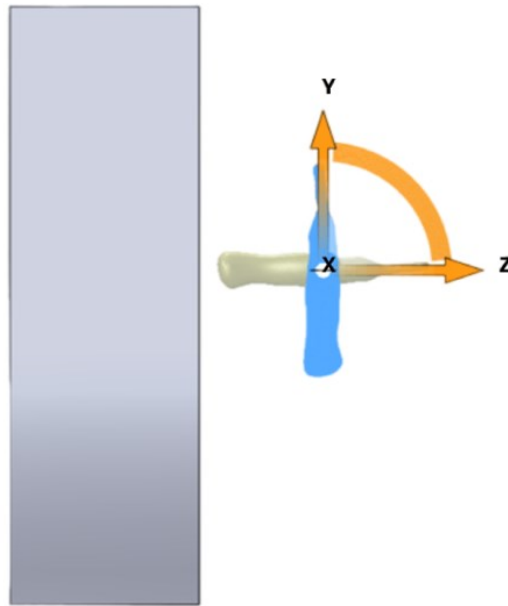


Figure C.4 Alignement des coordonnées de la discontinuité dans SolidWorks

Exportation en fichier STEP :

Une fois la pièce finalisée dans SolidWorks, elle doit être sauvegardée sous le format *STEP AP214* (.step;.stp). Ce format garantit la compatibilité des données et préserve la précision géométrique lors de l'importation dans ABAQUS CAE.

Importation dans ABAQUS CAE :

Le fichier STEP est ensuite importé dans ABAQUS CAE en tant que *pièce*. Une fois importé, il est impératif de combiner toutes les parties séparées en un seul corps solide et de fusionner toutes les régions solides pour garantir l'intégrité structurelle du modèle lors de la simulation.

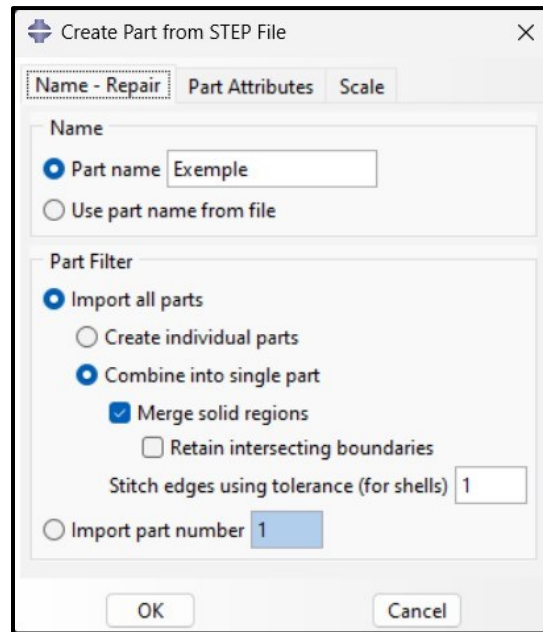


Figure C.5 Importation du fichier STEP dans ABAQUS CAE

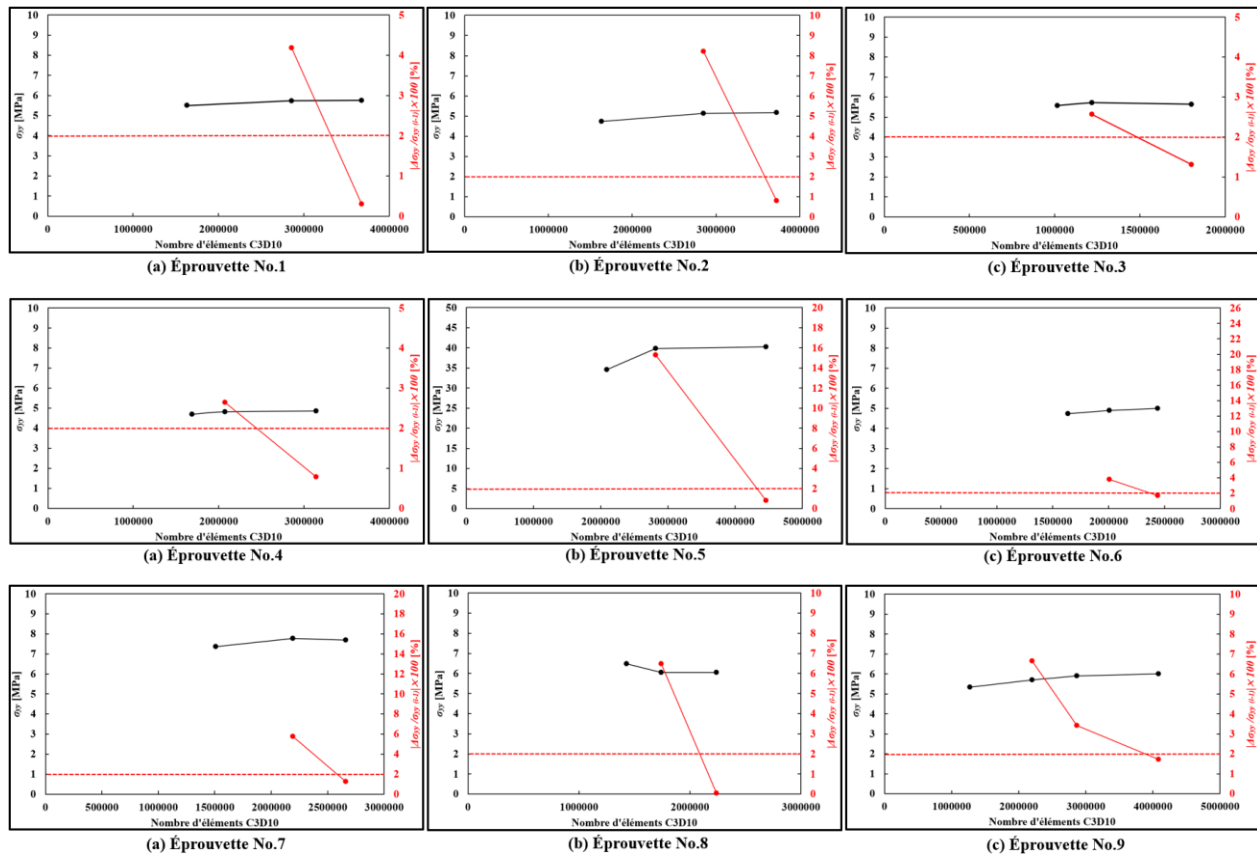
Configuration de la simulation dans ABAQUS CAE :

Les propriétés des matériaux sont appliquées au modèle, ainsi que les conditions aux limites et les charges spécifiques au cas étudié. Le maillage est réalisé en utilisant des éléments tétraédriques quadratiques, adaptés aux géométries complexes et détaillées issues des numérisations CT, assurant ainsi une précision optimale pour la simulation par éléments finis.

ANNEXE D MÉTHODE D'ESSAI DE CONVERGENCE

La méthode de raffinement incrémental du maillage a été mise en œuvre pour assurer la précision des simulations par éléments finis (EF), tout en optimisant le temps de calcul. Comme illustré à la **Figure D.1**, cette approche consiste à augmenter progressivement le nombre d'éléments du maillage, avec un accroissement minimal de 20 % entre chaque simulation, réalisée sur un ensemble de 15 éprouvettes. Cette stratégie permet d'affiner le maillage tout en minimisant l'impact sur le temps de calcul.

La convergence est évaluée en comparant la différence entre le nombre d'éléments, et la valeur maximale de la contrainte $\sigma_{yy(\max)}$ (en noir) obtenue pour chaque simulation. La convergence est atteinte lorsque la variation relative de $\sigma_{yy(\max)}$ (en rouge) ne dépasse pas 2 % (ligne pointillée rouge), indiquant ainsi que les résultats deviennent indépendants de la densité du maillage.



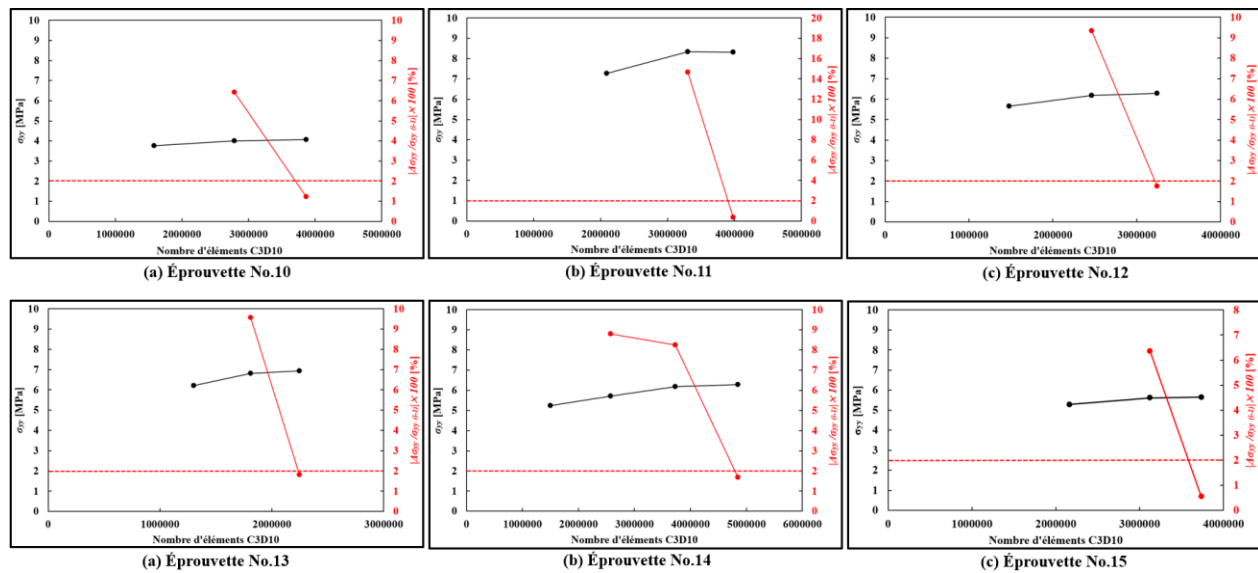


Figure D.1 Analyse de convergence de $\sigma_{yy}(\max)$ en fonction du nombre d'éléments tétraédriques quadratiques, avec un critère de convergence fixé à 2 % (ligne pointillée rouge)

ANNEXE E SCHÉMAS DU DÉPÔT DES CORDONS DE SOUDURE

La **Figure E.1(a)** montre un schéma d'une vallée (No.8) formée entre deux cordons de soudure. Des résidus de flux étaient répartis dans la vallée le long de la racine de soudure, et ces résidus ont ensuite été recouverts par plusieurs cordons de soudure. La **Figure E.1(b)** illustre un schéma du dépôt de cordon de soudure sans discontinuités, qui a été réalisé sur le côté opposé de la plaque.

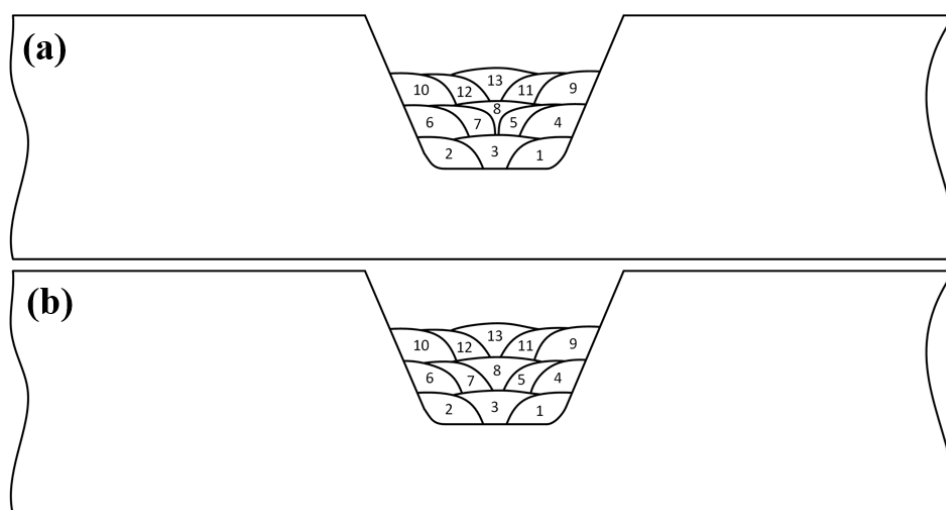


Figure E.1 Schéma du dépôt de cordons de soudure (a) avec la discontinuité représentée par le No.8, et (b) sans la discontinuité

ANNEXE F DÉTAIL DU CALCUL DE $\Delta K_{TH,N}$

La **Tableau F.1** présente la résistance en fatigue d'une éprouvette à bords lisses ($\Delta\sigma_0$) et la variation du facteur d'intensité des contraintes au seuil (ΔK_{th}) du matériau soudé 410NiMo.

Tableau F.1 Paramètres pour le 410NiMo à $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$

$\Delta\sigma_0$ [MPa] [11]	ΔK_{th} [MPa \sqrt{m}] [44]
520	5.16

Les résultats expérimentaux d'Akbarian [11] ont démontré que la théorie du facteur d'intensité des contraintes pour entailles est applicable aux entailles hémisphériques micro-percées ($\alpha = 0.18$) dans l'acier inoxydable 410NiMo sous des conditions de $R = 0.1$ et $N = 2E^6$ cycles. Akbarian a obtenu une variation du facteur d'intensité des contraintes au seuil pour les entailles ($\Delta K_{th,n}$) expérimentale de $178 \text{ MPa m}^{0.18}$.

Le paramètre $\Delta K_{th,n}$ peut être déterminé en utilisant l'équation générale qui relie ΔK_{th} et α à partir de la théorie NSIF (**Équation 5.7**). Le même résultat est obtenu en utilisant les valeurs du **Tableau F.1**.

$$\Delta K_{th,n} = \beta(\Delta\sigma_0)^{(1-2\alpha)} \Delta K_{th}^{2\alpha} = 1.8(520 \text{ MPa})^{(1-0.36)} (5.16 \text{ MPa}\sqrt{m})^{0.36} = 178 \text{ MPa m}^{0.18}.$$

Où la variable adimensionnelle β est calculée selon la méthode du point (PM)

(**Équation 5.8**) :

$$\beta_{PM} = \frac{\sqrt{2}}{2^\alpha} \pi^{((1/2)-\alpha)} \frac{\sqrt{2}}{2^{0.18}} \pi^{((1/2)-0.18)} = 1.8$$

ANNEXE G DISTRIBUTIONS DE CONTRAINTE DES ÉPROUVETTES DE FATIGUE

La **Figure G.1** illustre les distributions de contrainte des éprouvettes No.3 à No.15 par ordre croissant des valeurs des exposants de singularité. Les exposants de singularité varient entre 0.27 et 0.45, et le facteur de concentration des contraintes varie entre 4.06 et 8.31, avec une éprouvette ayant un k_t beaucoup plus élevé de 40.20. Les distributions de la contrainte σ_{yy} des éprouvettes No.1 et No.2 sont présentées comme exemples dans la **Figure 5.10**.

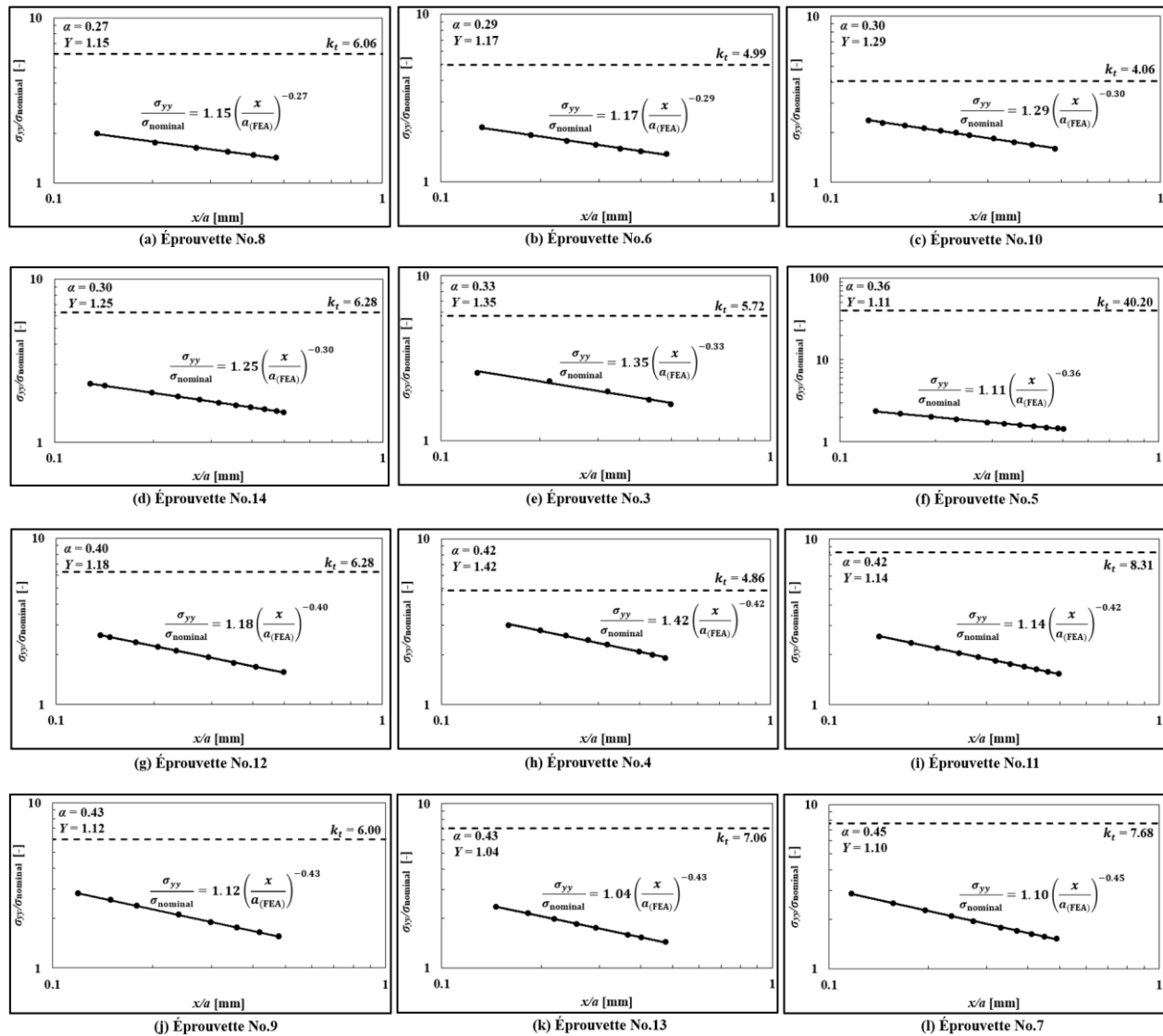


Figure G.1 Distributions de contrainte normalisées à la pointe de l'entaille, limitée par le facteur de concentration de contrainte local, k_t

ANNEXE H PRÉVISION DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE DES ÉPROUVETTES

La **Figure H.1** présente les résultats de fatigue des éprouvettes No.3 à No.15, classés par ordre croissant de leurs valeurs d'exposant de singularité. Le point rouge avec la barre horizontale représente la résistance à la fatigue expérimentale rapportée pour l'intervalle de taille de discontinuité mesuré sur les faciès de rupture. Ce point est positionné à $a_{(moy)} = (a_{(min)} + a_{(max)})/2$. Ces résultats sont superposés sur leurs diagrammes LENM respectifs, avec une pente de comparaison provenant de l'approche LEFM (Kitagawa-Takahashi) également incluse.

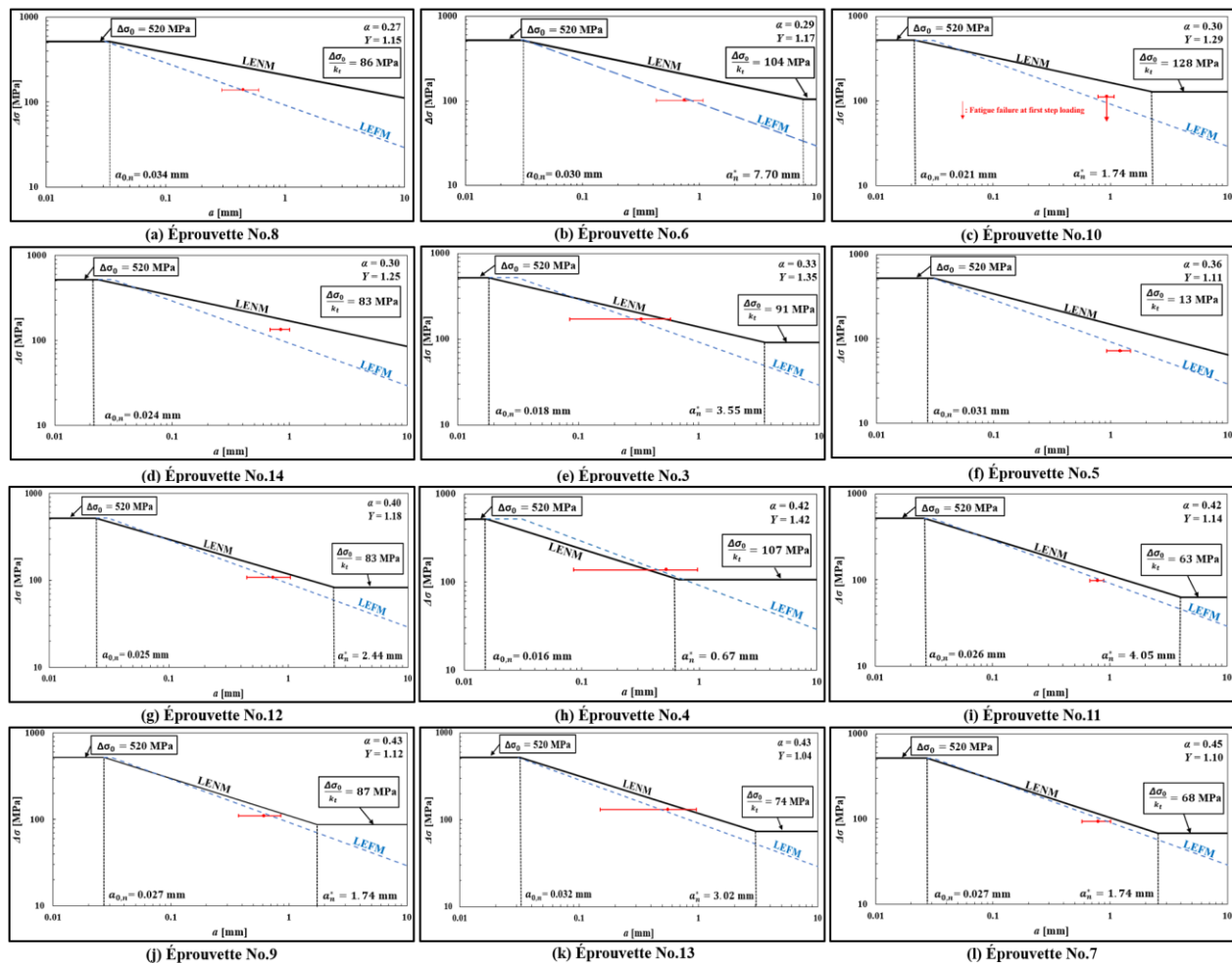


Figure H.1 Résistance en fatigue d'une discontinuité allongée dans le matériau soudé 410NiMo pour $N = 2E^6$ cycles et $R = 0.1$. Prévisions selon (ligne noire) la théorie des entailles, (ligne bleue) la mécanique linéaire élastique de la rupture et (barre rouge) les données expérimentales