



HAL
open science

Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L

Kokleang Vor

► **To cite this version:**

Kokleang Vor. Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L. Sciences de l'ingénieur [physics]. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2009. Français. NNT: . tel-00445991

HAL Id: tel-00445991

<https://theses.hal.science/tel-00445991>

Submitted on 11 Jan 2010

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

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

THESE

pour l'obtention du grade de

DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE

(Diplôme National - Arrêté du 7 Août 2006)

Ecole Doctorale : Sciences pour l'Ingénieur & Aéronautique

Secteur de Recherche : Mécanique des Solides et des Matériaux

Présentée par :

Kokleang VOR

Etude expérimentale et modélisation numérique de la fermeture de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L

Directrices de Thèse : **C. GARDIN et C. SARRAZIN-BAUDOUX**

Soutenue le 11 Décembre 2009
devant la Commission d'Examen

JURY

M. Luc REMY	Directeur de Recherche CNRS, Ecole des mines, Paris	<i>Président</i>
M. Jean-Yves BUFFIERE	Professeur, INSA Lyon, Villeurbanne	<i>Rapporteur</i>
Mme. Sylvie POMMIER	Professeur, LMT, Cachan	<i>Rapporteur</i>
M. Claude AMZALLAG	Ingénieur SEPTEN, EDF, Villeurbanne	<i>Examineur</i>
Mme. Catherine GARDIN	Professeur, ENSMA, Poitiers	<i>Examinatrice</i>
M. Clemens MULLER	Professeur, TU-Darmstadt, Allemagne	<i>Examineur</i>
Mme. C. SARRAZIN-BAUDOUX	Directrice de Recherche CNRS, ENSMA, Poitiers	<i>Examinatrice</i>

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du laboratoire de Mécanique et Physique des Matériaux (LMPM, CNRS UMR 6617) de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique (ENSMA) située sur le site du Futuroscope.

Je tiens à remercier en tout premier lieu mes deux directrices de thèse, Catherine GARDIN et Christine SARRAZIN-BAUDOIX, pour avoir pris la responsabilité d'encadrer et diriger mon travail de thèse, pour tous leurs conseils tant scientifiques qu'humaines, leurs encouragements ainsi que pour la gentillesse et la patience qu'elles ont manifestées à mon égard durant cette thèse.

J'exprime ma gratitude à Jean PETIT pour m'avoir fait partager ses connaissances et son expérience à travers des discussions et des échanges scientifique enrichissants. Sa confiance et ses conseils me seront réellement précieux dans ma carrière scientifique. J'espère que cette thèse sera un remerciement suffisant au soutien et à la confiance sans cesse renouvelés dont il a fait preuve à mon égard.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à Monsieur José MENDEZ qui, en tant qu'ancien directeur du laboratoire, m'a accueilli au sein du LMPM. Ma plus grande gratitude va également à son successeur, Madame Marie Christine LAFARIE-FRENOT, qui m'a permis de terminer ma thèse en toute sérénité.

Je tiens également à remercier EDF SEPTEN pour le soutien financière de cette étude. Je ne manquerais pas d'associer Claude Amzallag pour ses contributions et les échanges scientifiques qui ont ponctué chacune des réunions d'avancement de thèse.

J'adresse mes très vifs remerciements aux membres de jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude. Merci à Monsieur Luc REMY de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury de thèse, ainsi qu'à Madame Sylvie POMMIER et Monsieur Jean-Yves BUFFIERE d'avoir accepté le difficile travail de rapporter. Merci à Monsieur Clemens Müller d'avoir participé à ce jury.

Je n'oublierai pas les aides permanentes reçues de l'ensemble du personnel du LMPM et des enseignants chercheurs. Merci en particulier à Denis BERTHEAU et Guillaume BENOIT pour leur aide et leurs conseils précieux dans la réalisation des essais. Un grand merci à Jacques LEFORT et à l'équipe de l'atelier du LMPM qui a toujours répondu avec rapidité et efficacité à mes demandes de conception, d'usinage et de résolution de divers problèmes sur machines d'essais. Un merci tout particulier à Jean-Louis BRANGEON pour son aide technique dans la réalisation délicate des usinages progressifs du sillage plastique par électroérosion. Merci à Damien MARCHAND pour la soudure de la jauge et pour l'acquisition numérique des données.

Un grand merci à Mikael GUEGUEN pour son aide et ses conseils utiles pour la réalisation des travaux numérique et pour sa gentillesse, et sa patience dans la gestion des calculs sur le cluster du LMPM.

Je tiens à remercier Brigitte VIGNER, Eliane BONNEAU et Francine BAYLE pour leur efficacité, serviabilité et gentillesse dans leurs nombreuses interventions administratives. Je remercie Patrick DUPLEIX pour la reprographie et pour sa fidèle camaraderie.

Je n'oublierai pas non plus mes collègues thésards envers qui j'exprime une pensée chaleureuse pour l'ensemble des bons moments passés ensemble. Merci à Laurent, Michaël, Sébastien qui m'ont fait partager de bons moments dans le bureau et qui ont contribué à rendre le travail au quotidien encore plus agréable. Sans oublier François, Jean Charles, Maxime, Talib, Julien, les deux « Thomas », Timothée, Benoit, Bert, Romain, José, les deux filles Claire et Gaëlle ainsi les thésards vietnamiens Nam, Quy, Huy et Thang. Je n'oublierai pas le seul thésard chinois Hong. Je me rappelle toujours les anciens thésards : Sophie, Marion, Léo, Pierre, Loïc, Fred, Olivier, Hicham.

Enfin, je tiens à exprimer mon immense reconnaissance à mes parents et à ma famille pour leur confiance et leur soutien permanent et inconditionnel. Je remercie également mes amis cambodgiens tant au Cambodge qu'en France d'avoir partagé les bonheurs et aussi les moments de « stress ». Merci à mon très ami Sidarin « A mab » et sa copine Soline, à Sinet, Hangsy, Aryjean, Sampeach, Chhorn, Phano, Sophal, Socheath, Vuthy, Savuth, Serey. Je n'oublierai jamais mes meilleures amies de loin Khyna, Amrak, Chanvolak, Chanthea et Dina, Jesslyn, Pisey, Polyka, les quatre roses « Theary, Ratana, Phoung, Dara » ...

SOMMAIRE

Sommaire

Introduction 15

Chapitre I

Etude Bibliographique 21

I.	INTRODUCTION A LA FATIGUE	21
I.1.	Chargement par fatigue	21
I.2.	Etapas caractéristiques de la ruine par fatigue	22
I.3.	Courbe de Wöhler et diagrammes d'endurance	23
I.4.	Facteurs influençant la résistance à la fatigue	26
I.4.1.	Concentration de contraintes	26
I.4.2.	Etat de surface	27
I.4.3.	Effet d'échelle	28
I.4.4.	Contraintes résiduelles	28
I.4.5.	Effet d'environnement.....	28
II.	CONCEPT DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE	29
II.1.	Méthode énergétique pour calculer le facteur d'intensité de contraintes.....	31
II.2.	Détermination numérique du facteur d'intensité de contraintes	33
III.	APPLICATION A LA PROPAGATION DE FISSURES PAR FATIGUE.....	36
III.1.	Propagation par fatigue des fissures longues	36
III.1.1.	Effet de l'environnement sur la propagation des fissures longues.....	38
III.1.2.	Effet d'une pré-déformation.....	39
III.1.3.	Effet de l'histoire du chargement	41
III.1.4.	Effet du rapport de charge	42

III.2. Propagation par fatigue des fissures courtes	44
III.2.1. Introduction	44
III.2.2. Familles des fissures courtes	47
III.3. Phénomène et mesure de fermeture de fissure	48
III.3.1. Phénomène de fermeture	49
III.3.2. Mesure de la fermeture.....	54
IV. SIMULATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE DE FATIGUE AVEC PRISE EN COMPTE DE LA FERMETURE PAR PLASTICITE.....	55
IV.1. Introduction	55
IV.2. Maillage.....	55
IV.3. Modélisation de la propagation	57
IV.4. Modélisation de la fermeture de fissure par plasticité.....	59
IV.4.1. Simulation numérique de la fermeture	59
IV.4.2. Détermination de la fermeture.....	62
IV.5. Résultats récents de simulation numérique	64
IV.5.1. Approche bidimensionnelle.....	64
IV.5.2. Approche tridimensionnelle	66
V. CONCLUSIONS	69

Chapitre II

Caractérisation du matériau 73

I. PRESENTATION DU MATERIAU	73
II. COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE	76
III. COMPORTEMENT CYCLIQUE.....	78
III.1. Essais de fatigue oligocyclique	79
III.2. Modèle d'érouissage cyclique	82
III.3. Identification des paramètres du modèle.....	84
IV. CONCLUSIONS	88

Chapitre III

Conditions expérimentales 93

I.	INTRODUCTION.....	93
II.	EPROUVETTES	93
	II.1. Eprouvettes SENT.....	93
	II.2. Eprouvettes CT.....	97
III.	MOYENS D’ESSAI DE FISSURATION	98
	III.1. Sur éprouvettes SENT	98
	III.2. Sur éprouvettes CT.....	99
	III.2.1. Suivi de la fissure par variation de complaisance	100
	III.2.2. Suivi de la fissure par variation de potentiel.....	101
	III.2.3. Validation de la mesure de longueur de fissure	102
IV.	PROCEDURE EXPERIMENTALE POUR LES ESSAIS DE FISSURATION D’UNE FISSURE LONGUE	103
	IV.1. Caractérisation d’une courbe de propagation.....	103
	IV.2. Caractérisation de l’effet d’environnement : fissuration sous vide.....	105
	IV.3. Caractérisation de l’effet d’une pré-déformation à l’air.....	106
	IV.4. Caractérisation de l’effet d’histoire du chargement à l’air.....	110
V.	PROCEDURE EXPERIMENTALE DE PROPAGATION D’UNE FISSURE COURTE.	113

Chapitre IV

Détermination expérimentale de la fermeture de fissure 117

I.	MESURE DE LA FERMETURE PAR VARIATION DE COMPLAISANCE.....	117
II.	LIMITES DE LA DETECTION DE LA CHARGE A L’OUVERTURE P_{op} PAR LA METHODE GRAPHIQUE	118

III. ANALYSE NUMERIQUE DE LA VARIATION DE COMPLAISANCE POUR LA DETECTION DE LA CHARGE A L'OUVERTURE Pop	120
III.1. Acquisition des données.....	120
III.2. Détermination de la complaisance de la fissure ouverte α	121
III.3. Filtrage des données	122
III.4. Détermination automatique de Pop	126
IV. CONCLUSIONS.....	129

Chapitre V

Résultats expérimentaux 133

I. INTRODUCTION.....	133
II. PROPAGATION D'UNE FISSURE LONGUE PAR FATIGUE.....	133
II.1. Propagation d'une fissure longue sous air ambiant.....	134
II.2. Comparaison avec les essais de fissuration sous vide.....	137
II.3. Examen microfractographique des surfaces de rupture	141
II.4. Effet de la pré-déformation	146
II.5. Effet de l'histoire du chargement	157
II.5.1. Chargement à ΔK constant	157
II.5.2. Chargement à ΔK décroissant	157
II.5.3. Chargement à ΔK croissant	158
II.5.4. Chargement à ΔK de type « Low-High »	161
II.5.5. Chargement à ΔK de type « High-Low »	164
II.6. Synthèses	166
III. PROPAGATION D'UNE FISSURE COURTE PAR FATIGUE A ΔK CONSTANT. 168	
III.1 Introduction	168
III.2. Effet de la longueur de fissure sur la fermeture d'une fissure par fatigue créée à ΔK constant	168
III.3. Synthèse	174
IV. CONCLUSIONS.....	175

Chapitre VI

Dialogue numérique et expérimental 179

I.	SIMULATION NUMERIQUE EN 3D.....	179
I.1.	Structure de l'étude et conditions aux limites.....	179
I.2.	Maillage.....	181
I.2.1.	Taille du maillage dans le plan xy.....	181
I.2.2.	Taille du maillage dans l'épaisseur.....	183
I.3.	Application du chargement.....	187
I.4.	Loi de comportement.....	190
I.5.	Simulation tridimensionnelle de la propagation.....	194
I.6.	Simulation de la fermeture induite par plasticité.....	199
I.6.1.	Mesure de fermeture par contact près du front de la fissure.....	200
I.6.2.	Mesure de la fermeture par la variation de la complaisance.....	203
II.	SIMULATION DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE LONGUE.....	209
II.1.	Effet de la pré-déformation.....	209
II.2.	Effet de l'histoire du chargement.....	213
II.2.1.	Chargement à ΔK constant.....	213
II.2.2.	Chargement à ΔK croissant.....	218
II.2.3.	Chargement à ΔK décroissant.....	220
II.2.4.	Comparaison des essais à ΔK constant, croissant, décroissant pour $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec un rapport de charge $R = 0,1$	221
II.2.5.	Chargement en séquence "Low-High".....	222
II.2.6.	Chargement en séquence "High-Low".....	225
II.3.	Influence du rapport de charge.....	227
III.	SIMULATION DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE COURTE.....	228
III.1.	Effet de la longueur de fissure.....	229
III.2.	Effet de l'épaisseur.....	232
III.3.	Influence de la géométrie de l'éprouvette : CT et SENT.....	234
IV.	CONCLUSIONS.....	235

Conclusions et Perspectives 239

Conclusions 241

Perspectives 246

Références 251

INTRODUCTION

Introduction

La maîtrise de la fiabilité des structures métalliques est une clef essentielle pour l'industrie notamment dans les domaines de l'aérospatial, des transports terrestre et maritime, et de la production d'énergie. Le cadre de ce travail de thèse s'inscrit plus particulièrement dans le contexte de l'étude des dégradations des structures nucléaires par fatigue thermique menée par EDF et ses partenaires depuis de nombreuses années. L'intérêt porté à ce type d'endommagement s'est particulièrement renforcé suite à un incident qui a eu lieu dans une centrale nucléaire en mai 1998. Une fissuration par fatigue a été détectée au niveau du circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA) de la tranche 1 de la centrale nucléaire de Civaux (France -86) comme montré dans la Figure 1. Elle concernait un élément en acier inoxydable austénitique 304L. Ce matériau est utilisé pour la confection des circuits RRA, des brides des barrières thermiques et des tuyauteries RIS (Circuit d'Injection de Sécurité) des Réacteurs à Eau Pressurisée. Il est soumis en service à une fatigue d'origine thermique provoquée par une circulation d'eau dont la température varie de 25°C à 180°C. Cette dernière peut atteindre, à certains endroits, 300°C.



Figure 1: Ancien schéma du circuit RRA de Civaux en acier inoxydable 304L

Ce gradient de température induit un choc thermique qui génère un réseau de fissures par faïençage thermique. Un tel réseau est observé au niveau du coude des tuyauteries de refroidissement (Figure 2). Ce faïençage consiste en un réseau de fissures de profondeur millimétrique. Les interactions entre fissures dépendent de leur taille et de leur distance relative (rapport entre distance et taille). Or, les outils utilisés par EDF pour estimer la durée de vie résiduelle des structures ayant subi ce type d'endommagement, ne permettaient pas de prévoir de telles ruptures. C'est la raison pour laquelle la présence de ces fissures par faïençage thermique sur les tuyauteries a conduit finalement à une fuite d'eau du système à l'origine de l'accident dans la centrale.

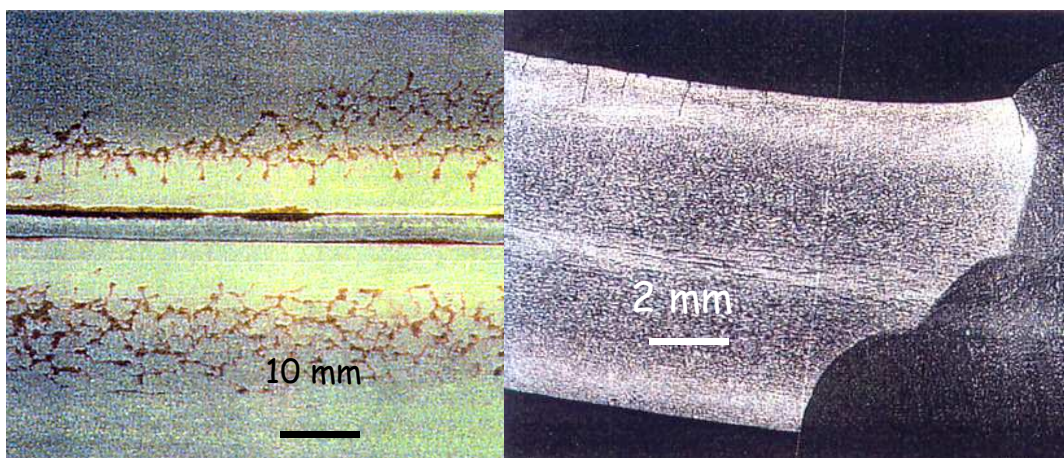


Figure 2: Illustration d'un faïençage thermique obtenu au voisinage d'une soudure sur un coude du circuit primaire résultant des échanges de fluides chaud et froid combinés à la fatigue thermique [1].

Les problèmes soulevés par cette fuite ont entraîné une modification de la conception technologique de la tuyauterie pour réduire les chocs thermiques du fluide et une vaste campagne d'observation des tuyauteries a été lancée. De nombreuses recherches ont été entreprises, dont l'objectif est d'établir un modèle prédictif fiable pour ce type d'endommagement et de rupture après en avoir bien cerné tous les aspects.

Les études sur les mécanismes liés à la fatigue thermique à grand nombre de cycles sont longues et coûteuses. Pour réduire ce coût, des équivalences en contrainte et déformation ont été introduites pour transposer ces interrogations dans le cadre de la fatigue par chargement mécanique.

Le mécanisme gouvernant l'avancée de la fissure par fatigue est lié à la déformation plastique en pointe de fissure [2]. Il est montré que ce paramètre peut influencer essentiellement sur le comportement en propagation et dépend beaucoup du chargement appliqué, voire de l'histoire du chargement. Ceci a notamment fait apparaître le besoin de mieux appréhender l'effet de la contrainte initiale (pré-déformation) dans le matériau.

La longueur de la fissure est aussi un paramètre prépondérant pour cette étude du comportement d'une fissure dans le réseau de fissures par faïençage thermique dont la profondeur est généralement faible (0,1 mm à 2 mm).

C'est dans cette optique que les présentes recherches ont été menées dans le cadre d'une thèse au Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux de l'ENSMA.

Ce mémoire est organisé de la manière suivante :

- dans un premier temps, une étude bibliographique est menée dans le chapitre I, afin de bien positionner les notions de mécanique de la rupture et aux problèmes de fissuration par fatigue auxquels nous allons être confrontés. Cette première partie nous permet de retirer de la littérature existante les outils indispensables qui pourront être utiles pour mener à bien cette étude.
- le chapitre II expose les propriétés mécaniques du matériau 304L utilisé. Il présente également l'identification des paramètres de la loi de comportement cyclique servant à la simulation numérique de la propagation.
- le chapitre III est consacré à la présentation des différentes techniques et procédures expérimentales de fissuration utilisées sur éprouvettes de type SENT et CT.
- le chapitre IV présente la détermination expérimentale de la fermeture de fissure par une analyse numérique très fine de la variation de complaisance permettant d'optimiser la mesure de la charge à l'ouverture P_{op} .
- le chapitre V présentera tous les résultats expérimentaux des essais de fissuration réalisés.

- les démarches utilisées pour la simulation numérique par ABAQUS sont décrites dans le chapitre VI et les résultats numériques seront confrontés aux résultats expérimentaux.

- Finalement, les conclusions relatives à cette étude seront exposées ainsi que quelques perspectives qui en découlent, dans le souci constant d'améliorer la connaissance et l'optimisation de la méthode de simulation tridimensionnelle de la propagation.

Chapitre I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Etude Bibliographique

I. INTRODUCTION A LA FATIGUE

Au cours du siècle dernier, la rupture en service de nombreuses pièces a souvent été due à des sollicitations répétées. L'expérience montre que la répétition de cycles d'effort modifie et dégrade les propriétés des matériaux et peut conduire, à terme, à la rupture de pièces. Ce phénomène est couramment appelé « **fatigue** » ou « **endommagement par fatigue** ». Le terme fatigue désigne ainsi l'ensemble des processus d'amorçage et de propagation des fissures jusqu'à la rupture complète d'une pièce sous chargement cyclique thermique ou mécanique. Il peut se manifester pour des niveaux de contraintes relativement faibles et inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. La plupart des cas de défaillances des composants des structures est associée à ce phénomène [3]. Les tuyaux en acier inoxydable 304L du système RRA dans la centrale de Civaux sont ainsi soumis à un cyclage par choc thermique lié au fonctionnement du système de refroidissement.

La durée de vie N_t est la somme du nombre de cycles à l'amorçage N_i et du nombre de cycles N_p pour la propagation de la fissure jusqu'à une longueur critique.

$$N_t = N_i + N_p \quad (\text{Equ.I. 1})$$

Remarquons qu'on ne peut pas toujours déterminer séparément N_i et N_p . En outre, une pré-entaille dans un composant de structure peut réduire considérablement, voire annuler le nombre de cycles à amorçage N_i et donc diminuer la durée de vie de la structure [4].

I.1. Chargement par fatigue

Les contraintes périodiques existant en service peuvent généralement être schématisées de façon sinusoïdale [5] (Figure 3). Cette configuration sera le cadre général de l'étude. Indiquons simplement, pour le lecteur, qu'il peut y avoir également intérêt, dans certains cas, à prendre en compte des sollicitations à amplitude de charge variable aléatoire (Figure 4). [6-8].

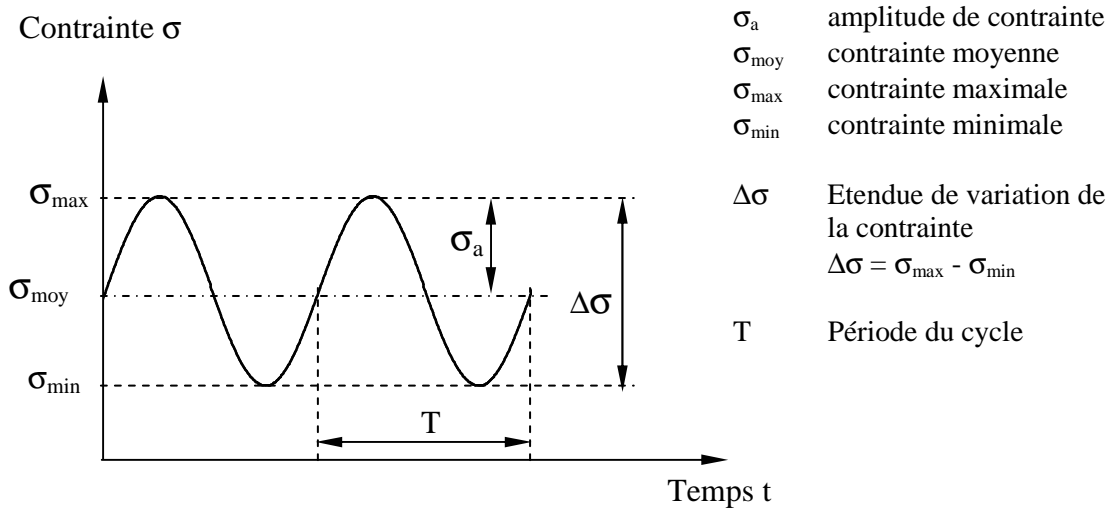


Figure 3 : Représentation schématique d'un chargement de fatigue à amplitude de contrainte constante

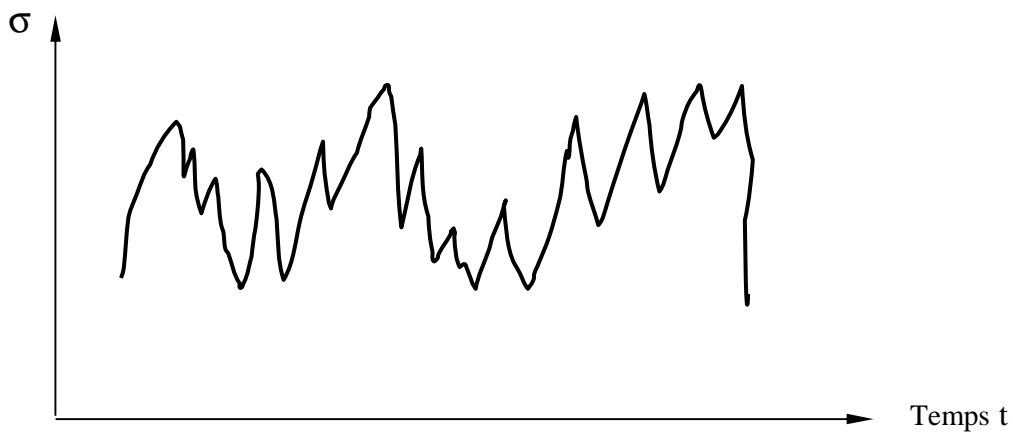


Figure 4 : Représentation schématique du chargement de fatigue à amplitude variable

I.2. Etapes caractéristiques de la ruine par fatigue

Tout d'abord a lieu la période dite de germination ou d'amorçage des fissures. Les premiers changements se produisant au sein du matériau conduisent à une forme de localisation de la déformation par des mouvements de dislocations irréversibles. Cette déformation plastique localement concentrée se traduit alors par la formation de bandes de glissement qui sont dites persistantes [9, 10]. Cette période joue un rôle capital dans le processus d'endommagement et peut représenter une fraction importante de la durée de vie totale d'une structure. L'amélioration de la résistance d'un composant à l'amorçage peut ainsi considérablement augmenter sa durée de vie.

Lorsque les premières microfissures se sont formées, commence la période de propagation de fissures. Pour certaines structures, la résistance à la fatigue se réduit à la résistance à la propagation, du fait du faible poids de l'amorçage. Deux stades se distinguent : le stade I ou propagation des microfissures, et le stade II ou propagation d'une seule des microfissures qui devient ainsi la fissure macroscopique de fatigue qui conduira à la ruine de la pièce [3].

Au cours du stade I, les microfissures suivent les bandes de glissement dans lesquelles elles sont nées, en restant approximativement parallèles au plan de la scission maximale. Elles ne s'étendent que sur la longueur de quelques. Le stade II se caractérise ensuite par le changement de direction d'une microfissure qui va quitter le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de tension maximale [11]. Par effet de décharge, ceci va stopper la propagation des autres microfissures. La vitesse de propagation de la fissure de fatigue va alors augmenter [6].

Enfin, la fin du processus intervient lorsque les dimensions de la fissure sont devenues telles que la section résiduelle de la pièce est trop faible pour supporter les sollicitations appliquées. Il s'agit de la rupture brutale du composant, catastrophique, quasi-instantanée. Cette dernière étape étant, par définition, la ruine de la pièce, est à éviter à tout prix.

I.3. Courbe de Wöhler et diagrammes d'endurance

Pour un chargement unique (uni axial) en traction, flexion ou torsion, le critère de base pour caractériser la tenue en fatigue d'un matériau ou d'une structure est la courbe de Wöhler. Pour une contrainte moyenne (σ_m) donnée, cette courbe traduit l'évolution des nombres de cycles à rupture N_r en fonction de l'amplitude de la contrainte appliquée σ_a (Figure 5).

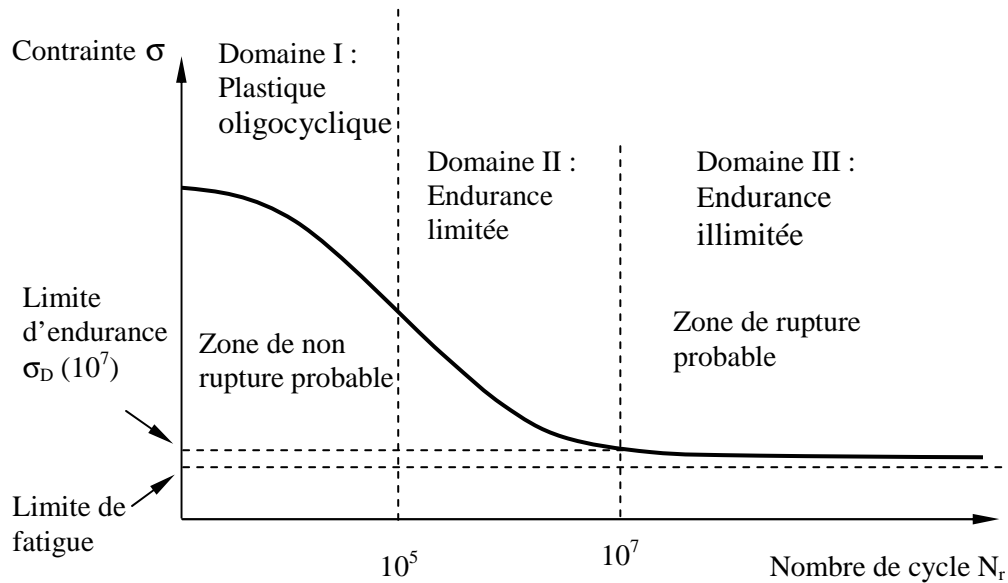


Figure 5 : Représentation schématique d'une courbe de Wöhler

Trois domaines distincts peuvent ainsi être mis en évidence [6, 10, 11] :

- celui de la fatigue oligocyclique qui concerne l'application de forts niveaux de contrainte, ce qui induit une déformation plastique notable. La rupture survient après un nombre réduit de cycles et l'on parle de fatigue plastique ($N_r < 10^5$ cycles)
- celui de l'endurance limitée où le nombre de cycles à rupture croît rapidement lorsque la contrainte diminue (10^5 cycles $< N_r < 10^7$ cycles)
- celui de l'endurance illimitée observée sous faibles contraintes et où la rupture ne se produit pas en dessous d'un nombre donné de cycles supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce ($N_r > 10^7$ cycles)

Pour la plupart des matériaux, en particulier les aciers ferritiques ou martensitiques, la courbe de Wöhler présente une asymptote qui définit la **limite de fatigue** du matériau, c'est-à-dire l'amplitude en dessous de laquelle on n'observera pas d'amorçage de fissure conduisant à une rupture. Définie expérimentalement, cette courbe est une moyenne qui représente une probabilité de rupture de 50 % pour la durée de vie et le niveau d'amplitude choisis. Pour tenir compte de la dispersion inhérente au phénomène de fatigue, il est donc nécessaire de tracer des courbes de Wöhler « probabilisées » (correspondant à une probabilité de non rupture fixée) à partir d'un nombre suffisant d'essais.

La limite en fatigue théorique pour laquelle on obtient une durée de vie infinie n'est pas utilisée en pratique. Généralement, on utilise la limite d'endurance déterminée pour une grande durée de vie (10^7 ou 3.10^7 cycles) notée $\sigma_D(N_F)$ où N_F représente la durée de vie pour laquelle la contrainte admissible est déterminée. Les essais pour la détermination de la limite d'endurance ou pour le tracé de la courbe de Wöhler probabilisée sont normalisés.

A partir de courbes de Wöhler réalisées pour différentes conditions de sollicitation (différentes valeurs de contrainte moyenne σ_{moy}), il est également possible de tracer l'ensemble des limites d'endurance obtenues, dans des plans dont les axes sont des paramètres de cette sollicitation. Parmi ces diagrammes dits d'endurance, citons ceux de Haigh, de Goodman-Smith ou de Ros. Ceux-ci sont construits afin de déterminer des domaines de fonctionnement autorisés pour lesquels les conditions de sollicitation seront propices à une durée de vie acceptable du composant [3, 6-8]

Dans le cas d'un chargement multiaxial, les diagrammes de Haigh ou de Goodmann ne permettent plus de représenter correctement le comportement du matériau. On doit alors faire appel à un critère de fatigue multiaxial dont les limites, déterminées par des essais simples (essai de torsion alternée, essai de traction alternée ou répétée) permettront de situer l'état de contrainte complexe du matériau par rapport à son comportement maximal admissible. Ainsi le critère de Dang Van [3], une fois connu pour le matériau, permet de comparer tous les chargements complexes supportés par la pièce à la courbe limite du critère.

En définitive, nous pouvons constater que le phénomène de fatigue est, dans cette approche, uniquement considéré en terme de durée de vie totale. Aucune étude n'est ici spécifiquement menée sur les phénomènes d'amorçage ou de propagation de fissure. La réalisation de courbes de Wöhler et de diagrammes d'endurance n'a ainsi pour unique but, pour l'industriel, que de se placer dans des conditions de non rupture du composant. Le plus souvent, cela correspond à un non amorçage mais cette survie peut très bien aussi provenir d'une non-propagation, ce qui est impossible à savoir avec les diagrammes précédemment exposés. Cette approche n'est donc pas adaptée à notre problème qui s'intéresse à la propagation de fissure de fatigue.

I.4. Facteurs influençant la résistance à la fatigue

Outre la contrainte moyenne σ_m prise en compte par les diagrammes d'endurance, les facteurs influençant la résistance à la fatigue sont nombreux. Les plus importants sont la concentration de contrainte, l'état de surface, l'effet d'échelle, les contraintes résiduelles et l'effet de l'environnement.

I.4.1. Concentration de contraintes

C'est le facteur d'influence le plus important pour la résistance à la fatigue d'une pièce.

A l'emplacement d'un accident de géométrie (gorge, rainure, etc.), la contrainte locale est augmentée par rapport à la contrainte nominale car on est en présence d'une concentration de contraintes.

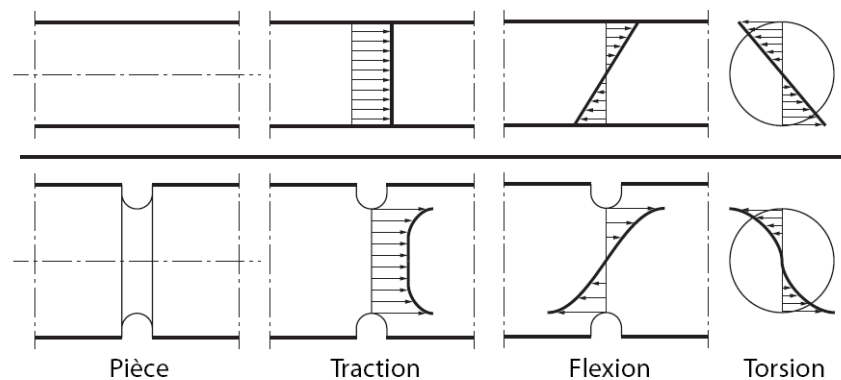


Figure 6 : Modification du champ de contraintes par la présence d'une concentration de contraintes au niveau de l'entaille

L'importance de cette augmentation locale de contrainte est quantifiée par le facteur de concentration de contraintes K_t :

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{nom}}} \quad (\text{Equ.I. 2})$$

où σ_{\max} est la contrainte réelle à fond d'entaille qui peut être évaluée, en considérant le matériau élastique, numériquement par la méthode des éléments finis ou expérimentalement par photoélasticimétrie ou par des solutions

analytiques. σ_{nom} est la contrainte nominale observée en l'absence d'entaille : elle peut être déterminée par les formules classiques de la résistance des matériaux.

En fatigue, l'influence de la concentration de contraintes dépend de ce facteur K_t mais aussi de la nature du matériau [12] : plus il est ductile, plus il s'adaptera par des micro-plasticités cycliques à la sollicitation. Le pic de contrainte σ_{max} sera alors «écrêté», de sorte qu'on définit un facteur effectif K_f de concentration de contrainte en fatigue tel que :

$$K_f = \frac{\sigma_D(\text{sans entaille})}{\sigma_D(\text{avec entaille})} \quad (\text{Equ.I. 3})$$

où σ_D est la limite d'endurance (voir Figure 5)

On a ainsi : $1 \leq K_f \leq K_t$

Ces deux coefficients permettent enfin de définir l'indice de sensibilité à l'entaille q et le facteur d'adaptation dynamique δ_f :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad \text{et} \quad \delta_f = \frac{K_t}{K_f} \quad (\text{Equ.I. 4})$$

I.4.2. Etat de surface

On sait depuis longtemps que l'état de surface d'une pièce mécanique conditionne sa résistance à la fatigue. Plus cet état sera grossier, plus la limite d'endurance sera abaissée d'un facteur K_s du fait de la présence des défauts superficiels. Ce phénomène est d'autant plus sensible que le matériau est plus résistant. Sur une pièce soumise à un chargement de fatigue, on a donc intérêt à soigner d'autant plus l'état de surface final que le matériau qui la constitue présente de hautes caractéristiques mécaniques.

I.4.3. Effet d'échelle

L'effet d'échelle se traduit en fatigue par le fait qu'à contrainte superficielle égale, une pièce de plus grande dimension présentera une plus faible durée de vie. Cela tient à deux facteurs : un effet de gradient et un effet statistique. Pour les pièces travaillant en flexion, en torsion ou en traction en présence d'entaille, l'évolution de la contrainte sous la surface influence la résistance à la fatigue : plus une pièce est de faible dimension, plus le gradient est élevé et plus la résistance à la fatigue sera grande. Par ailleurs, plus une pièce est de grande dimension, plus on a statistiquement de chance de trouver un défaut qui conduira à l'amorçage d'une fissure de fatigue.

I.4.4. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles, qui résultent de la fabrication ou d'un traitement de surface, sont présentes dans la pièce mécanique en l'absence de tout effort extérieur. Elles vont se superposer au chargement de fatigue et donc modifier la contrainte moyenne. On peut tenir compte de ces contraintes dans un calcul en utilisant les diagrammes d'endurance de Haigh ou de Goodman ou mieux les diagrammes de fatigue multiaxiale (les contraintes résiduelles sont en effet biaxiales en surface et triaxiales dans la pièce). Mais attention, ces contraintes résiduelles se relaxent sous l'effet du chargement de fatigue, relaxation qui peut d'ailleurs être modélisée par le calcul. C'est bien sûr l'état stabilisé de ces contraintes qu'il faudra utiliser dans le calcul en fatigue.

I.4.5. Effet d'environnement

Des facteurs liés à l'environnement comme la corrosion ou la température influencent la résistance à la fatigue. La limite d'endurance a également tendance à s'élever lorsque la fréquence des contraintes de chargement augmente, mais cet effet reste très limité.

II. CONCEPT DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

La mécanique de la rupture est une science qui met en jeu les paramètres habituels de la mécanique à partir d'une discontinuité existante : fissure ou défaut. Elle permet dans certains cas de prévoir, en fonction des dimensions d'une fissure et de l'état de chargement, la vitesse de propagation de la fissure et la dimension à partir de laquelle cette fissure peut entraîner une rupture brutale.

La mécanique de la rupture a donc pour objet de l'étude des fissures macroscopiques. Elle se propose, d'une part, de déterminer les champs de contraintes et de déformations correspondants et, d'autre part, d'établir des données expérimentales à même de juger des cinétiques de propagation des défauts et de la taille critique au-delà de laquelle une rupture brutale se produira.

En ne considérant que les fissures planes se propageant dans leur plan, on montre que toute fissuration peut être ramenée à la superposition de trois modes élémentaires [13] (Figure 7):

- **Mode I (Mode d'ouverture)** : Les lèvres de la fissure se déplacent dans des directions opposées, perpendiculairement au plan de fissuration. Ce mode est physiquement le plus important puisqu'une fissure en mode I se propage dans son propre plan, par raison de symétrie, sans bifurcation, l'ouverture de la fissure conduisant facilement à la rupture.
- **Mode II (Mode de cisaillement dans le plan)** : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan, le champ lointain de sollicitation extérieure est un cisaillement perpendiculaire au front de fissure.
- **Mode III (Mode de cisaillement hors plan)** : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan, dans une direction parallèle au front de fissure.

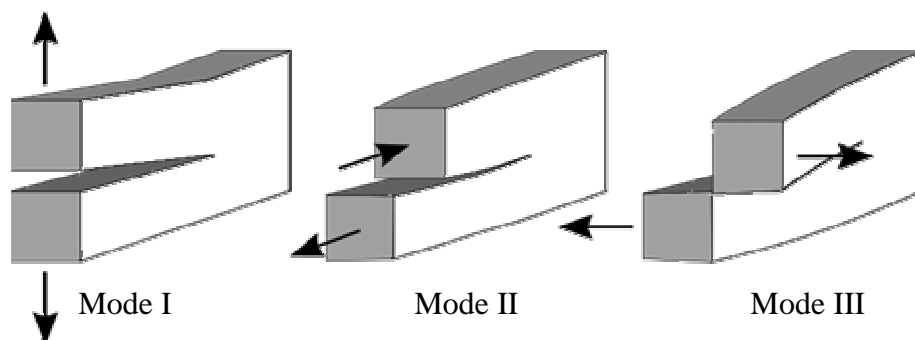


Figure 7 : Les trois modes de fissuration

En fonction du chargement et du matériau considérés, si le milieu est globalement plastique ou viscoplastique, l'étude est du ressort de la mécanique non linéaire de la rupture, ou encore de l'approche locale, dans laquelle il est fait une description aussi précise que possible de l'état de concentration et de déformation en pointe de fissure à l'aide d'un modèle de comportement non linéaire. Si au contraire la plasticité est absente ou reste très confinée, les théories d'Irwin [14] au milieu du XX^e siècle permettent de traiter le problème dans le cadre simplifié des fissures bidimensionnelles en considérant le matériau comme élastique partout : c'est la *mécanique linéaire de la rupture*. Pour tenir compte de la plasticité, soit confinée en pointe de la fissure, soit étendue dans le voisinage de la pointe de fissure, des nouvelles théories plus robustes ont été développées [15-19]. Cependant, pour une approche simplifiée, on traite ici par la suite le problème élastique linéaire des discontinuités en Mode I (ouverture).

Dans le cadre de cette théorie, il est possible de distinguer trois zones au voisinage d'une fissure [20] :

- une zone d'élaboration, considérée comme ponctuelle, qui se situe en toute pointe de fissure et où les contraintes sont importantes et le matériau très endommagé
- une zone de singularité élastique qui est l'objet principal de la mécanique linéaire de la rupture et où le champ de contraintes est caractéristique de la fissure.
- Une zone élastique dans laquelle le champ de contraintes se raccorde au champ lointain correspondant aux conditions limites du chargement.

Les points appartenant au voisinage de la fissure de longueur a sont repérés par les coordonnées polaires (r, θ) comme illustré dans la Figure 8 pour une fissure sollicitée en mode I.

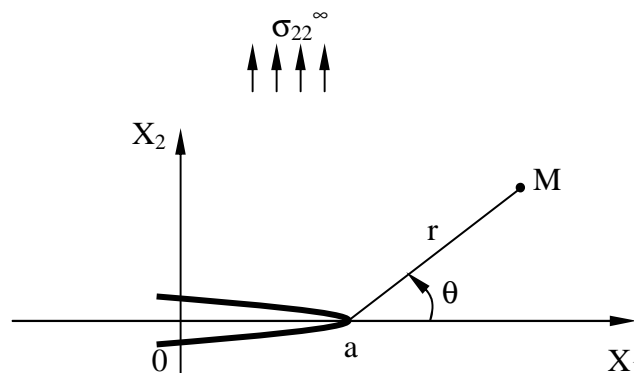


Figure 8 : Fissure sollicitée en mode I

Les contraintes associées à ces points peuvent s'écrire [21]:

$$[\sigma] = \frac{K_I(\sigma_{22}^\infty, a)}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) & \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} & \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \end{bmatrix} \quad (\text{Equ.I. 5})$$

où K_I est le facteur d'intensité de contraintes en mode I. Ce paramètre caractérise l'état de contrainte en pointe de fissure gouvernée par le chargement « lointain » σ_{22}^∞ . De nombreuses expressions analytiques ont été proposées pour déterminer K . Cependant, ces expressions sont souvent établies pour des cas de géométries et de sollicitations simples [22]. Pour les cas généraux plus complexes, il est nécessaire d'utiliser les méthodes énergétiques ou une méthode numérique par éléments finis.

II.1. Méthode énergétique pour calculer le facteur d'intensité de contraintes

De manière plus générale, pour une fissure sollicitée en mode I, on obtient une relation entre la sollicitation normale à l'axe de fissure σ et le facteur d'intensité de contraintes K_I :

$$K_I = Y \times \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{Equ.I. 6})$$

où Y est un facteur de forme dépendant de la géométrie de la structure et de la longueur de fissure a .

Par ailleurs, K peut être rapproché des premiers travaux de la mécanique de la rupture établis par Griffith [23] dans les années 1920. Celui-ci privilégiait une approche énergétique du problème et avait introduit la notion de taux de restitution d'énergie élastique G [9].

$$G = \frac{\partial P}{\partial A} \quad (\text{Equ.I. 7})$$

où ∂P est la variation de l'énergie potentielle due à l'avancée de la fissure et ∂A est la variation de surface de l'aire fissurée.

Or il est possible de démontrer que ce taux est directement lié aux facteurs d'intensité de contraintes [24]. On a pour le mode I :

$$G = \frac{\kappa+1}{8\mu} K_I^2 \quad (\text{Equ.I. 8})$$

où $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ est le module de cisaillement. E est le module d'Young et ν le coefficient de Poisson.

κ peut prendre deux valeurs différentes :

$$\kappa = \frac{3-\nu}{1+\nu} \text{ sous l'hypothèse de contraintes planes}$$

$$\kappa = 3 - 4\nu \text{ pour le cas de déformation plane.}$$

Ce type de relation peut se révéler particulièrement utile lorsque l'on cherche à déterminer le facteur K dans des problèmes plus complexes. Une méthode possible consiste à évaluer plutôt le taux de restitution d'énergie G et ensuite à en déduire le facteur d'intensité de contraintes. Dans le cas d'une analyse linéaire, G peut être assimilé à une grandeur de l'intégrale J originellement définie par Rice [17] dans le cas d'un traitement élastoplastique des discontinuités. Il s'agit d'une intégrale de contour (Figure 9) faisant intervenir l'énergie élastique de déformation et le travail des forces au sein de la pièce fissurée :

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - \vec{t} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \right) \quad (\text{Equ.I. 9})$$

avec Γ : contour fermé entourant la fissure

ds : élément de contour

w : densité d'énergie de déformation

\vec{t} : vecteur de contrainte sur le contour

\vec{u} : vecteur de déplacement

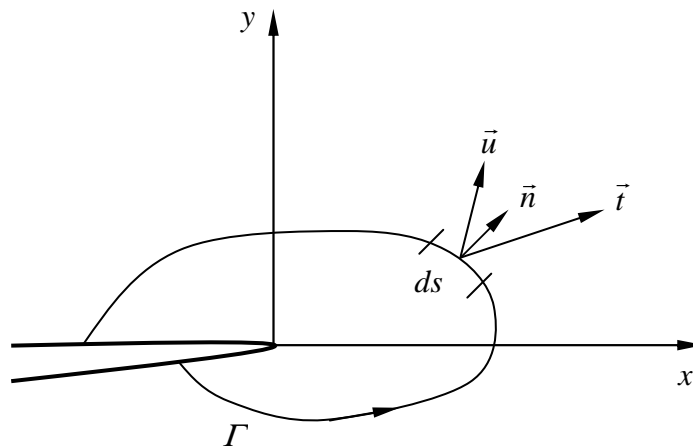


Figure 9 : Intégrale J de contour

Sous réserve que les extrémités du contour se trouvent sur les deux lèvres de la fissure, cette intégrale est mathématiquement indépendante du contour choisi. Ce calcul peut donc être réalisé loin de la pointe de fissure et de sa singularité. Rappelons que, dans le cadre d'une analyse élastique, on a [9]:

$$G = J \quad (\text{Equ.I. 10})$$

d'où la possibilité de déterminer ensuite numériquement le facteur d'intensité de contraintes K.

II.2. Détermination numérique du facteur d'intensité de contraintes

Une première méthode disponible est la technique d'avancée virtuelle de la fissure développée par Park [25]. Cette méthode reste encore efficace et largement utilisée dans les travaux récents [26-28]. La deuxième méthode fait appel à la notion de taux de restitution d'énergie G. Cette méthode est privilégiée dans le cadre d'un travail avec le code ABAQUS qui s'appuie sur la détermination de l'intégrale J évoquée précédemment. En effet, le logiciel permet un calcul automatique de cette quantité [29]. Il s'agit de l'intégrale de domaine de l'énergie proposée par Rice (Equ.I.9). Pour adapter à l'approche numérique par la méthode des éléments finis, Shih et Moran [30, 31] ont trouvé, en utilisant le théorème de la divergence, la formulation ci-dessous qui est équivalente à celle proposée par Rice (Equ.I.9) :

$$J = \int_{A^*} \left[\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x} - w \delta_{1j} \right] \frac{\partial q}{\partial x_i} dA \quad (\text{Equ.I. 11})$$

où A^* est l'aire de la surface comprise entre les contours Γ_0 et Γ_1 (Figure 10). q est une fonction lissée au choix qui doit être égale à 1 sur Γ_0 et 0 sur Γ_1 . L'Equ.I.11 peut alors s'écrire sous forme discrétisée :

$$J = \sum_{A^*} \sum_{p=1}^m \left\{ \left[\left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x} - w \delta_{li} \right) \frac{\partial q}{\partial x_i} \right] \det \left(\frac{\partial x_j}{\partial \xi_k} \right) \right\} w_p \quad (\text{Equ.I. 12})$$

avec

m : nombre de points de Gauss

w_p : poids d'intégration

ξ_k : coordonnées des éléments dans les repères locaux [32]

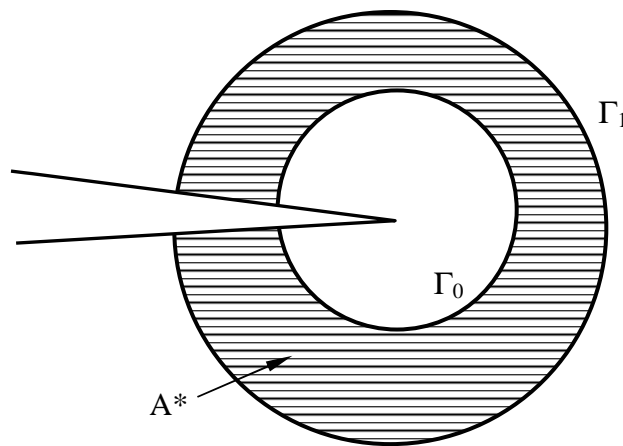


Figure 10 : Evaluation de J par une intégrale de domaine

La formulation de discrétisation présentée dans l'Equ.I.12 nous permet d'évaluer l'intégrale J par la méthode des éléments finis en 2D pour un contour Γ_0 réduit à un nœud en pointe de fissure. Le contour Γ_1 est défini par les bords des éléments entourant la fissure. La commande d'ABAQUS pour la détermination de l'intégrale J est *CONTOUR INTEGRAL qui requiert la donnée des nœuds formant le front de la fissure pour le cas 3D ou la pointe de la fissure pour le cas 2D et le nombre de contours sur lesquels la détermination de l'intégrale J doit s'effectuer. Le logiciel ABAQUS définit alors lui même les contours pour le calcul de J (Figure 11). Après le calcul, ABAQUS fournit à l'utilisateur les valeurs de l'intégrale J sur les différents contours ainsi que les facteurs d'intensité de contraintes correspondants.

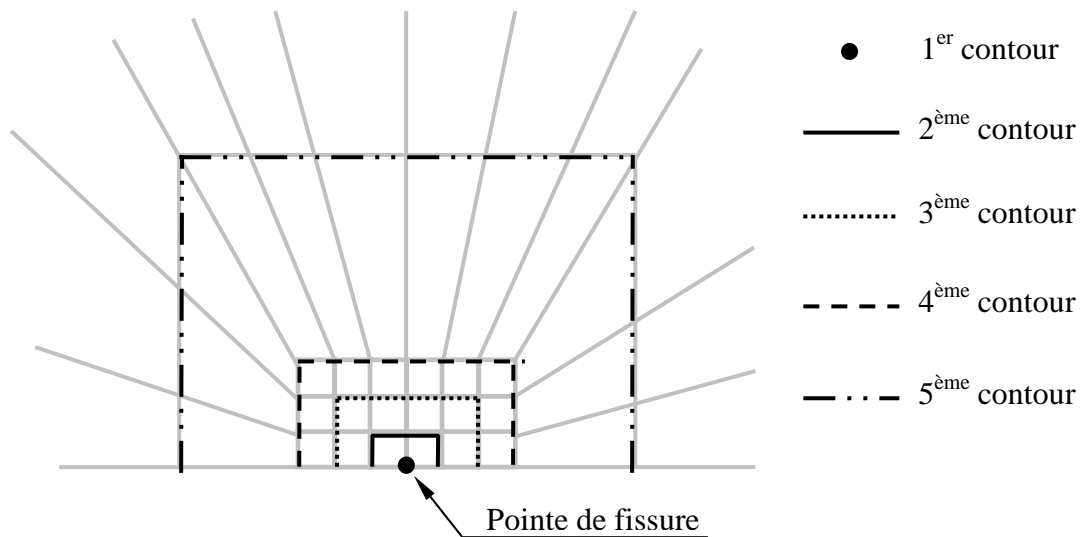


Figure 11 : Contours de calcul de l'intégrale J

Une particularité remarquable de cette intégrale de contour est qu'elle est indépendante du contour choisi. Cependant, les résultats de calcul montrent souvent que la valeur de J ou K pour le premier contour n'est pas valide. Ceci s'explique facilement par la conception de l'intégrale de domaine mentionnée précédemment. Comme le premier contour se trouve confondu avec la pointe de la fissure, le domaine A^* est donc devenu un seul point. A partir du deuxième contour, sous réserve que le maillage ne soit pas trop grossier, le calcul de J converge et la valeur J obtenue est la même sur tous les contours.

III. APPLICATION A LA PROPAGATION DE FISSURES PAR FATIGUE

Vis-à-vis des problèmes liés au phénomène de fatigue, les pièces industrielles, sollicitées sous des chargements macroscopiquement élastiques, peuvent présenter des fissures. Ces fissures ont pour origine des défauts ou des inclusions dans les matériaux. La durée de vie peut être divisée en trois phases majeures successives :

- amorçage d'une fissure
- propagation d'une fissure courte
- propagation d'une fissure longue jusqu'à la ruine de la pièce

Depuis des années, les études sur la propagation d'une fissure pour estimer la durée de vie n'ont pas pris en compte les trois phases ci-dessus. Notamment la courbe de Wöhler évoquée précédemment estime la durée de vie en fonction des contraintes appliquées plutôt pour les fissures longues. Toutefois la seule connaissance du comportement des fissures longues paraît insuffisante pour évaluer correctement la durée de vie des structures. Dans certains cas, deux phases initiales (phase d'amorçage et phase de propagation de fissure courte) occupent pratiquement toute la durée de vie de la structure. De plus, Pearson [33] a révélé que les fissures courtes se manifestent par des comportements anormaux et atypiques qui s'avèrent très différents de ceux trouvés dans la propagation des fissures longues. Les sous paragraphes suivants sont consacrées à décrire les comportements en propagation des fissures longues d'abord, puis des fissures courtes, ainsi que les phénomènes associés.

III.1. Propagation par fatigue des fissures longues

Une fissure est considérée comme longue lorsque sa longueur est grande par rapport à la taille de la zone plastifiée en pointe de fissure. Dans ce cas, on parle de plasticité confiné : le principe de la mécanique élastique linéaire de la rupture est alors applicable. Dans les années 1960, Paris et al [34, 35] ont initialement proposé d'utiliser le Facteur d'Intensité de Contraintes (FIC) d'Irwin [14] pour caractériser l'avancée de fissure par cycle. Ils ont établi une relation empirique dite « courbe de fissuration » qui relie l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK et la vitesse de propagation da/dN (Figure 12)

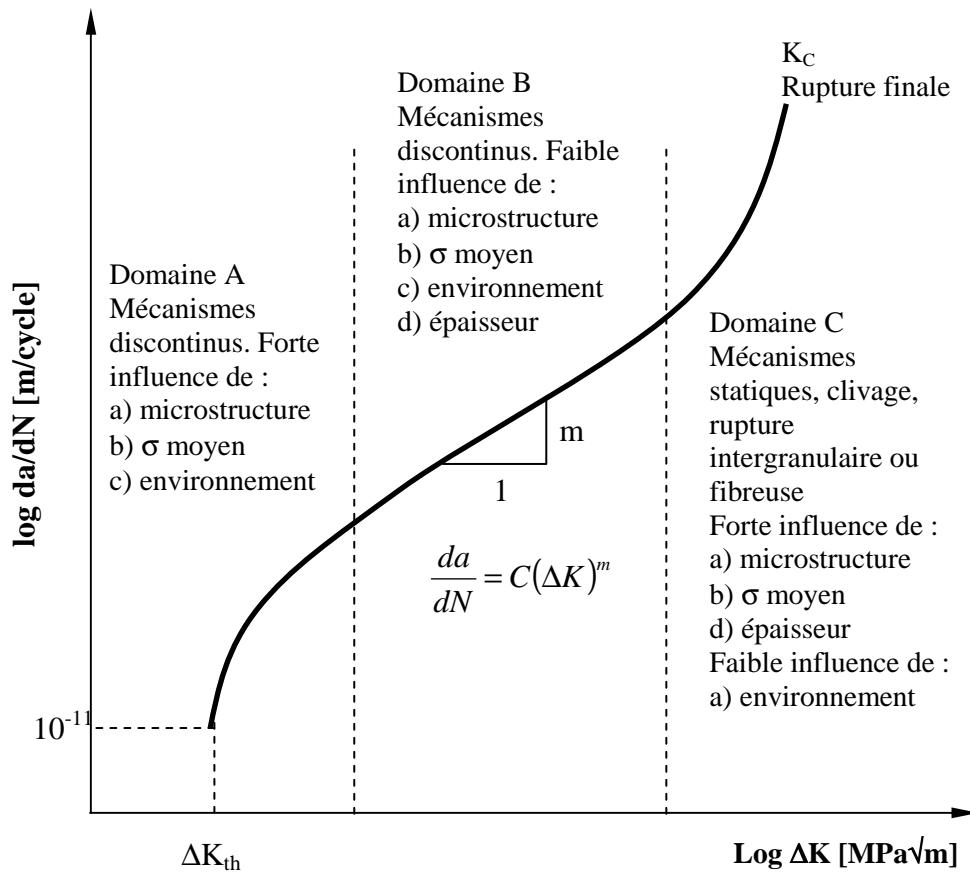


Figure 12 : Représentation schématique de la courbe de fissuration par fatigue d'une fissure longue sur une échelle bi-logarithmique

Le domaine A correspondant aux faibles valeurs de ΔK traduit une propagation de la fissure en stade I qui dépend fortement de la microstructure du matériau et surtout de l'effet de l'environnement. Conventionnellement, la propagation tend à s'arrêter pour une amplitude de facteur d'intensité de contraintes appelée seuil, ΔK_{th} (threshold), en dessous de laquelle il n'y a plus de propagation.

Le domaine central B appelé domaine de Paris ou également domaine linéaire correspond à une propagation stable en stade II où une relation puissance simple, appelée « loi de Paris », reliant la vitesse de propagation à l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{Equ.I. 13}$$

où C et m sont des paramètres dépendant du matériau.

Pour évaluer la durée de vie en propagation, il suffit d'intégrer cette relation empirique pour obtenir N_f , le nombre de cycles nécessaires pour atteindre la taille critique a_f comptée à partir de la taille initiale a_0 [36].

Dans le dernier domaine C correspondant aux forts ΔK , la propagation s'accélère de plus en plus jusqu'à une rupture brutale du matériau lorsque le facteur d'intensité de contraintes atteint la ténacité du matériau (K_C).

Cependant, cette loi de Paris n'est pas universelle. Elle décrit bien le comportement en propagation seulement dans des conditions expérimentales restreintes et elle ne prend pas en compte l'effet de l'environnement, l'histoire du chargement ou l'effet de la contrainte moyenne notamment l'effet du rapport de charge R tel que :

$$R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} \quad (\text{Equ.I. 14})$$

Les paragraphes suivants sont consacrés à la description de ces effets sur la propagation d'une fissure longue.

III.1.1. Effet de l'environnement sur la propagation des fissures longues

Sur la base de nombreux travaux réalisés sur les aciers, l'influence de l'environnement peut être décrite selon le schéma de la Figure 13.

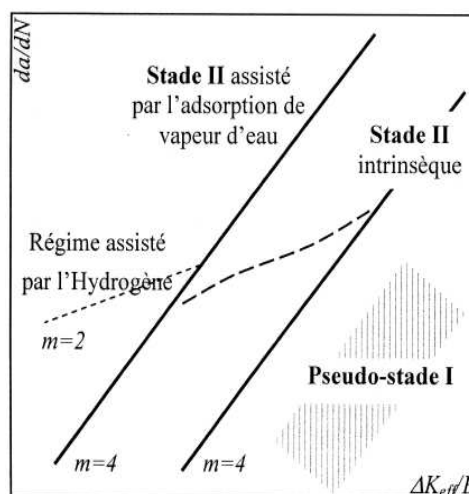


Figure 13: Bilan de l'influence de l'environnement sur la propagation de fissures [37]

L'influence de l'environnement et notamment de la vapeur d'eau dans l'atmosphère sur la fissuration par fatigue est importante en particulier dans les alliages d'aluminium [38] et dans les aciers [39] aux faibles vitesses de propagation. Dans la gamme des moyennes vitesses, cette influence a été associée à un processus d'adsorption de la vapeur d'eau sur les surfaces nouvellement créées. On distingue ce mécanisme d'adsorption de la vapeur d'eau en quatre étapes [40] :

- Transport des molécules active de l'eau en pointe de fissure
- Adsorption physique
- Adsorption chimique et dissociation de la molécule d'eau
- Diffusion de l'hydrogène produit et fragilisation du matériau

Dans la gamme des basses vitesses, sous air, comme l'ont proposé Petit et al [41], l'effet de l'environnement peut s'expliquer par un mécanisme de fragilisation par l'hydrogène provenant de la vapeur d'eau dans l'atmosphère. L'hydrogène libéré diffuse à l'intérieur du métal et s'accumule dans les vides cristallins, créant ainsi une grande pression interne qui favorise la fissuration [42] et diminue l'énergie de création de surface qui entraîne une accélération de la vitesse de propagation. Ce régime de propagation intervient lorsque certaines conditions sont atteintes : saturation de l'environnement, niveau de ΔK bas et temps d'action suffisant pour permettre le transport de l'hydrogène en pointe de fissure et atteindre une concentration limite.

III.1.2. Effet d'une pré-déformation

Quelques composants de structure sont soumis au préalable à une pré-déformation durant la phase de fabrication, d'usinage ou lors de la procédure de traitement de surface. La pré-déformation peut aussi être créée durant le fonctionnement lors d'une surcharge accidentelle ou d'une variation cyclique de la température comme pour les tuyaux de refroidissement du système RRA. Depuis les années 1960, l'effet d'une pré-déformation a été largement étudié [43-47]. La littérature montre que la pré-déformation modifie non seulement la réponse élastique du matériau, voire le comportement d'écrouissage, mais aussi a une influence directe sur les mécanismes d'amorçage et de propagation d'une fissure par fatigue

[48, 49]. Sivaprasad et al [50] ont caractérisé l'effet d'une pré-déformation sur la ténacité des aciers HSLA. Ils ont trouvé que, lors d'essais de traction monotone, la limite d'élasticité σ_0 croît linéairement avec le taux de pré-déformation (Figure 14). La ténacité, quant à elle, décroît avec le taux de pré-déformation (Figure 17).

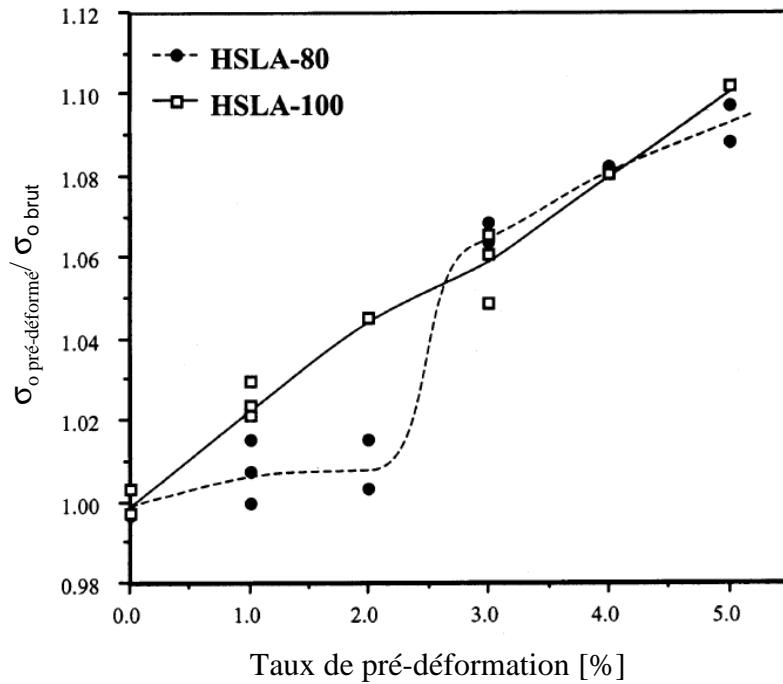


Figure 14 : Effet de la pré-déformation sur la limite d'élasticité [50]

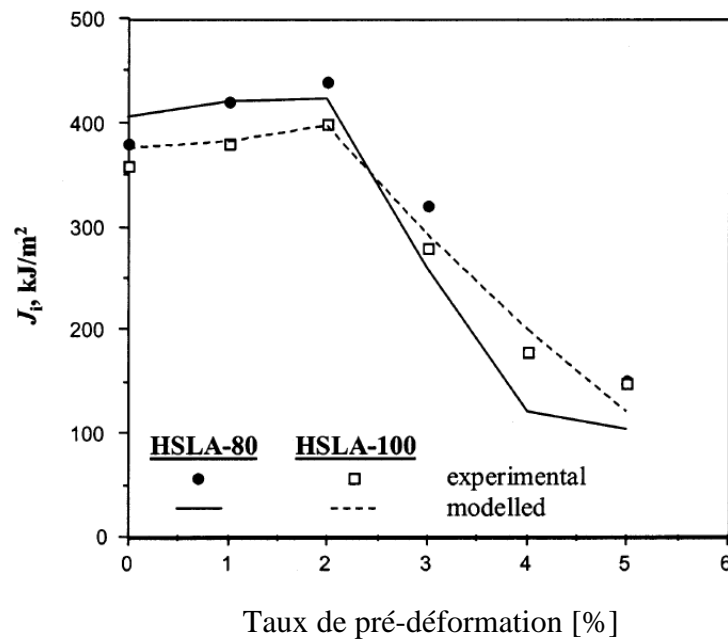


Figure 15 : Effet de la pré-déformation sur la ténacité [50]

Robertson et al [51] étudient l'effet de la pré-déformation sur le comportement en fatigue oligocyclique d'un acier TRIP780. Ils ont trouvé que l'amplitude de contrainte cyclique et la durée de vie augmentent en fonction du taux croissant de la pré-déformation (Figure 16).

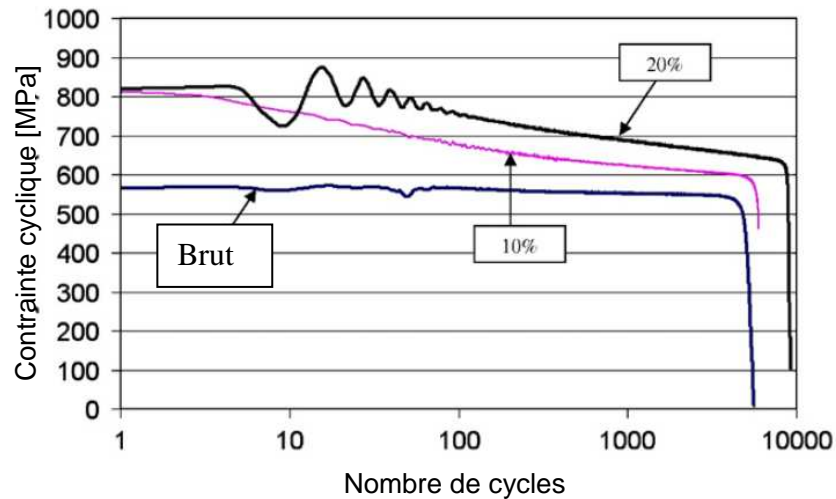


Figure 16 : Contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles à une amplitude de déformation imposée de 0,0006 à 10% et 20% de pré-déformation [51]

Au travers des résultats dans la littérature mentionnée, il est évident que la pré-déformation affecte plusieurs paramètres mécaniques du matériau. Il est intéressant d'étudier cet effet sur le comportement en propagation d'une fissure dans le matériau 304L qui présente une consolidation cyclique importante et un effet Bauschinger remarquable.

III.1.3. Effet de l'histoire du chargement

La loi de Paris caractérise le comportement en propagation d'une fissure soumise à une amplitude de chargement constante. Ce type de chargement n'est pas représentatif des sollicitations réelles. Les sollicitations réelles sont plus sévères avec des chargements de type Spectre qui présentent différentes amplitudes. Newman [52] a confirmé que la présence d'une surcharge interagit fortement avec la propagation de la fissure en affectant la fermeture de la fissure. Récemment, Borrego et al. [53] caractérisent l'influence de l'application par bloc de différentes amplitudes de chargement « High-Low ou Low-High » sur la propagation d'une fissure. Les résultats de ces travaux mettent en évidence une dépendance du comportement

en propagation avec le mode du chargement appliqué. L'histoire du chargement modifie considérablement la vitesse de propagation donc la durée de vie des composants (Figure 17). L'accélération ou le ralentissement de la propagation sont essentiellement dus à la modification du champ de déformation en pointe de fissure selon l'amplitude du chargement et notamment à la taille de la zone plastifiée [52]. Cette influence de l'histoire du chargement n'est pas prise en compte par la loi de Paris.

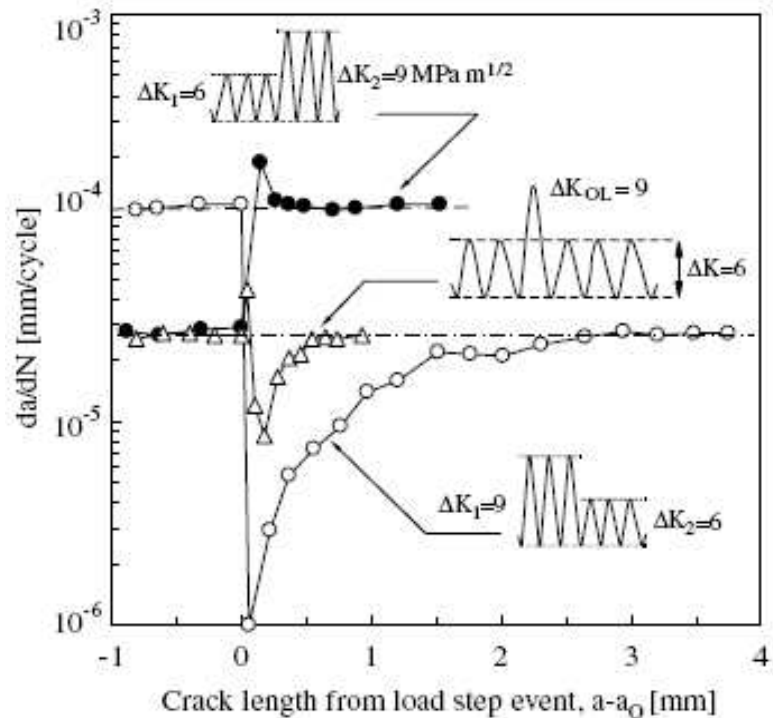


Figure 17: Effet de l'histoire du chargement sur la vitesse de propagation [53]

III.1.4. Effet du rapport de charge

Frost [54] et Tanaka [55] ont montré que la vitesse de fissuration dépend du rapport de charge R appliqué. La Figure 18 illustre les courbes nominales de propagation d'un acier lors d'essais à différents rapports de charge R variant de 0,1 à 0,5. On observe que l'effet de R devient évident pour les faibles valeurs de ΔK près du seuil. Évidemment, le seuil défini par la courbe de propagation ΔK_{th} varie aussi en fonction du rapport de charge R . Le seuil est variable pour des rapports de charge faibles mais constant pour des rapports de charge élevés (Figure 19).

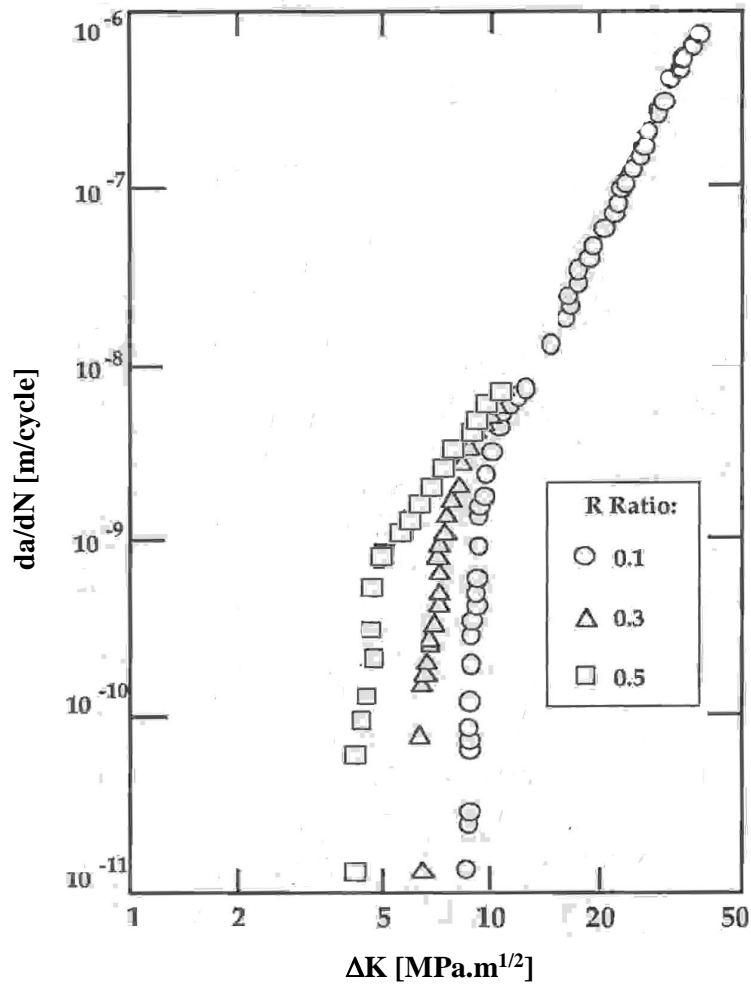


Figure 18 : Courbes de fissuration $da/dN - \Delta K$ en fonction du rapport de charge R d'un acier [55]

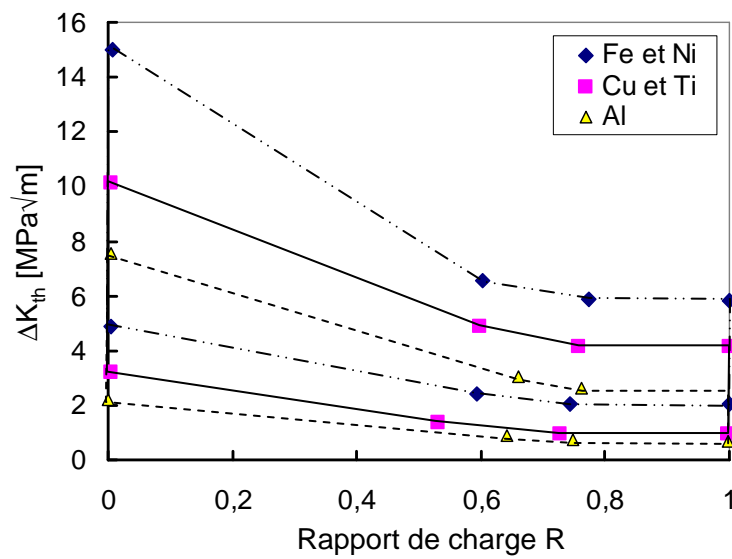


Figure 19 : Influence du rapport de charge sur le seuil de propagation ΔK_{th} [56]

Ces variations de la loi de Paris et du seuil de propagation selon les valeurs du rapport de charge appliquées peuvent être effectivement expliquées par les différents effets de la fermeture de fissure décrits plus loin.

III.2. Propagation par fatigue des fissures courtes

III.2.1. Introduction

Depuis les travaux de Pearson [33], la propagation de fissure se caractérise par l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK sur les bases de la mécanique linéaire de la rupture. Par contre, de nombreuses études [54, 57-61] ont montré que les fissures courtes se comportent différemment des fissures longues. Une illustration schématique du comportement des fissures courtes est présentée dans la Figure 20 et comparée à celui d'une fissure longue.

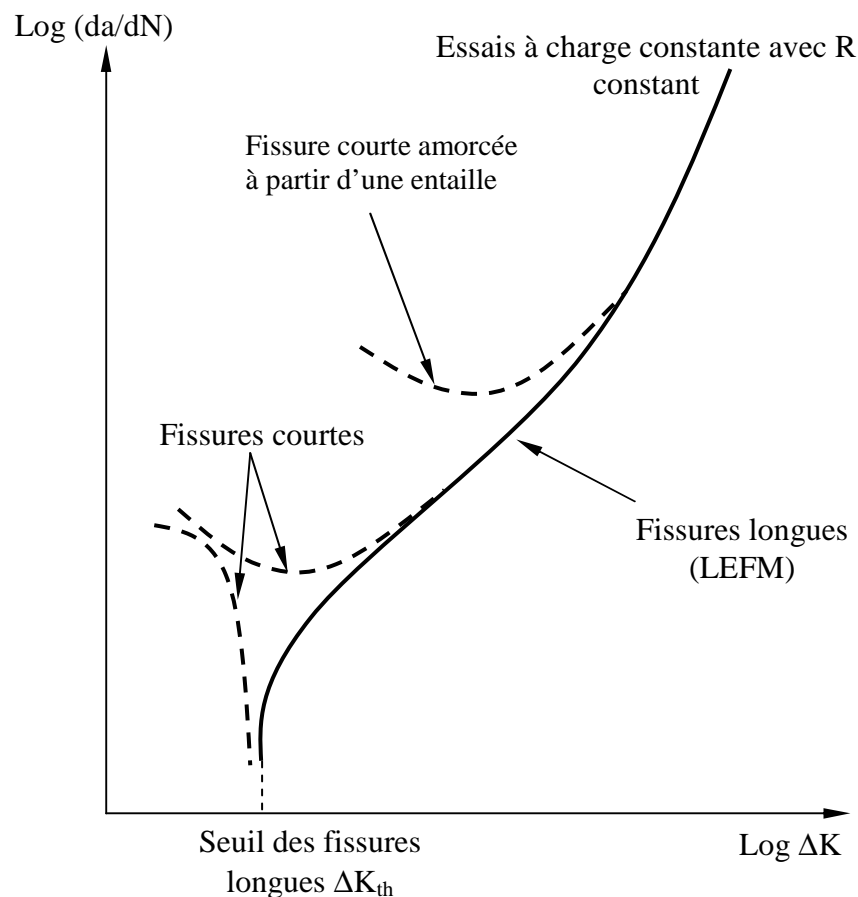


Figure 20 : Représentation schématique de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction du FIC ΔK pour des fissures de fatigue longues/courtes

La Figure 21 montre les résultats de Lankford et de Pearson sur le comportement des fissures courtes dans un alliage d'aluminium [62]. Ces courbes de propagation des fissures longues et courtes mettent en évidence des vitesses plus élevées jusqu'à deux ordres de grandeur pour la propagation des fissures courtes comparées avec celles prédites par extrapolation de la courbe de propagation des fissures longues. De plus, Suresh et Ritchie [57], Leis et al [58], McEvily [59] ont montré que les fissures courtes se propagent encore même au dessous de la valeur de seuil de propagation ΔK_{th} des fissures longues. On note dans certains cas des ralentissements voire des arrêts de la propagation qui peuvent être corrélés à une évolution du seuil ΔK_{th} en fonction de la longueur de la fissure. D'après les résultats de Frost [63] obtenus sur un acier doux (Figure 22) et un alliage d'aluminium (Figure 23), il est évident que le seuil augmente avec de la longueur de fissure.

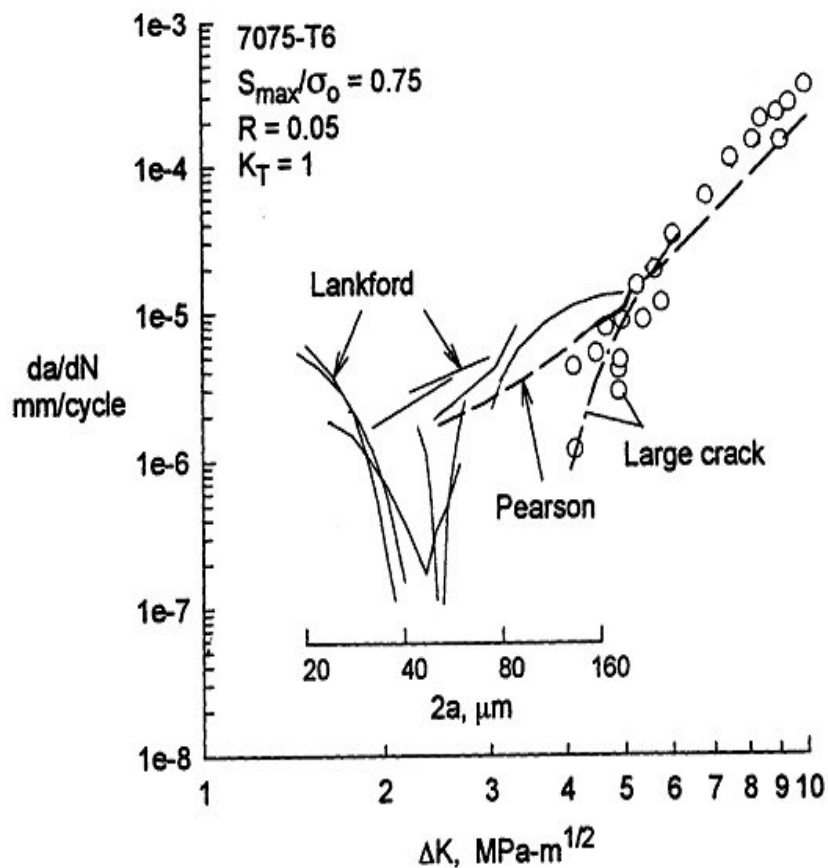


Figure 21 : Représentation des résultats obtenus par Lankford et Pearson [62]

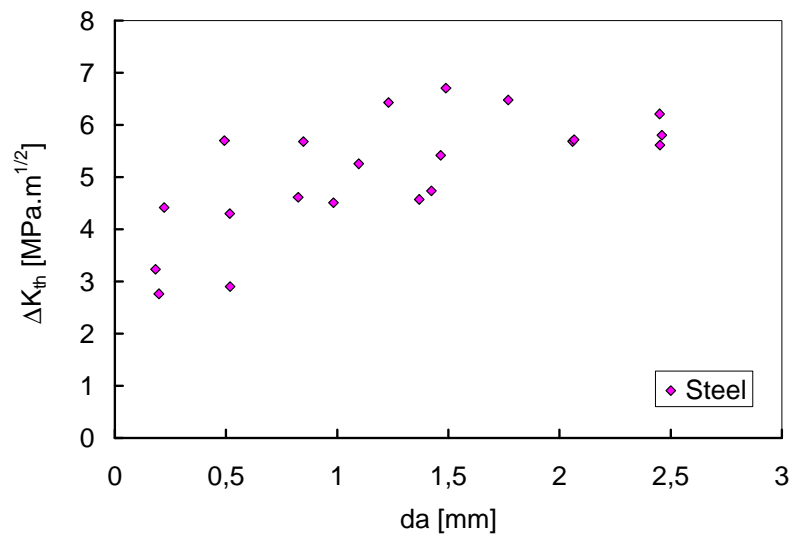


Figure 22 : Evolution du seuil de propagation ΔK_{th} en fonction de la taille de la fissure da pour un acier doux [63]

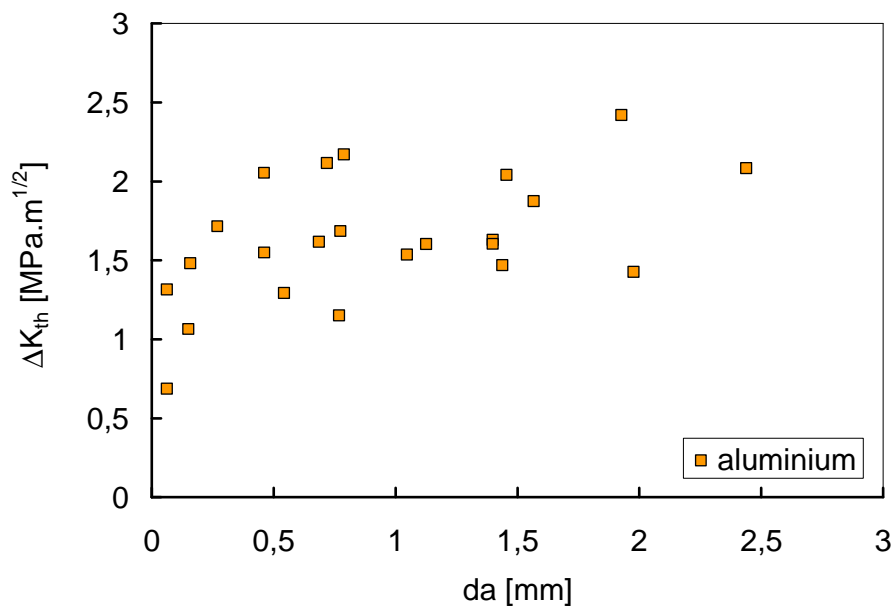


Figure 23 : Evolution du seuil de propagation ΔK_{th} en fonction de la taille de la fissure da pour un alliage d'aluminium [63]

Plusieurs auteurs [64-67] expliquent ce comportement atypique de propagation des fissures courtes par l'effet de l'interaction avec la microstructure en particulier avec les joints de grain. Des observations caractéristiques de joints de grains faisant obstacle à la

propagation de fissures courtes ont été décrites pour des alliages d'aluminium [68-71], un superalliage à base nickel [72, 73] un acier martensitique [74] ou encore dans un acier ferrito-perlitique [67]. Tanaka et al. [75] analysent le ralentissement de la propagation des petites fissures en terme de blocage des bandes de glissement par le joint de grain. L'importance de la décélération serait liée à la désorientation entre grains adjacents [76].

Par ailleurs, Petit et Zegloul [77] ainsi que Pineau [78] expliquent le comportement « atypique » des fissures courtes par le phénomène de la fermeture qui est lié à l'état de déformation en pointe de fissure et notamment aux zones plastiques monotone R_p et cyclique R_{pc} ainsi qu'au déplacement relatif des lèvres de la fissure. En particulier, pour l'alliage d'acier austénitique inoxydable 304L, la fermeture par plasticité est le facteur dominant qui gouverne la vitesse de propagation. Ces auteurs ont prouvé que la vitesse plus élevée des fissures courtes par rapport à celle des fissures longues pour des sollicitations identiques est liée au rôle de la fermeture en fonction de la longueur : les fissures courtes ont, par définition, un sillage limité et les effets de fermeture sont alors moins prononcés que pour une fissure longue [57, 79-82]. Une force motrice efficace ΔK_{eff} plus élevée conduit alors à une propagation plus rapide. Il est montré que la fermeture augmente avec l'avancée de la fissure et rejoint finalement le niveau de la fermeture d'une fissure longue [83]. Ceci explique la décélération de la vitesse lorsqu'une fissure courte se propage puisque la fermeture se développe de manière croissante avec l'avancée de fissure au cours de la propagation ce qui réduit l'amplitude nominale du FIC ΔK .

III.2.2. Familles des fissures courtes

Dans les années 1980, les études de Kitagawa et Takahashi [84], El Haddad [85], Miller et al [86] et Suresh et Ritchie [57] sur les mécanismes intervenant lors de la propagation de fissures courtes ont permis de définir deux familles de fissures courtes en fonction des paramètres intervenant sur la propagation par fatigue :

- Fissure Microstructurellement Courte (FMC) :

La longueur de fissure est inférieure ou de l'ordre de la taille de la première barrière microstructurale soit d'un grain ou d'un autre élément de la

microstructure. Ce type de fissure courte a un comportement fortement dépendant de la microstructure du matériau notamment des bandes de glissement, des joints de grains et de l'orientation des grains.

- Fissure Physiquement Courte (FPC) :

La longueur de fissure est supérieure à celle des microstructures mais comparable à la taille de la zone plastifiée au front de fissure. Ce type de fissure courte présente un comportement en propagation qui est moins influencé par l'effet de barrière des microstructures.

On distingue aussi les fissures courtes dites 3D qui présentent deux longueurs caractéristiques petites par rapport à la microstructure du matériau (FMC) ou par rapport à la taille de la zone plastifiée en pointe de fissure (FPC) (Figure 24a). Les fissures courtes 2D, quant à elle, présentent une seule longueur caractéristique petite (Figure 24b). C'est le cas de la présente étude où nous étudions la propagation d'une fissure physiquement courte 2D : le front de fissure est suffisamment étendu pour que la microstructure n'influence plus la propagation de façon à pouvoir rendre applicables les concepts de la mécanique de la rupture introduits précédemment.

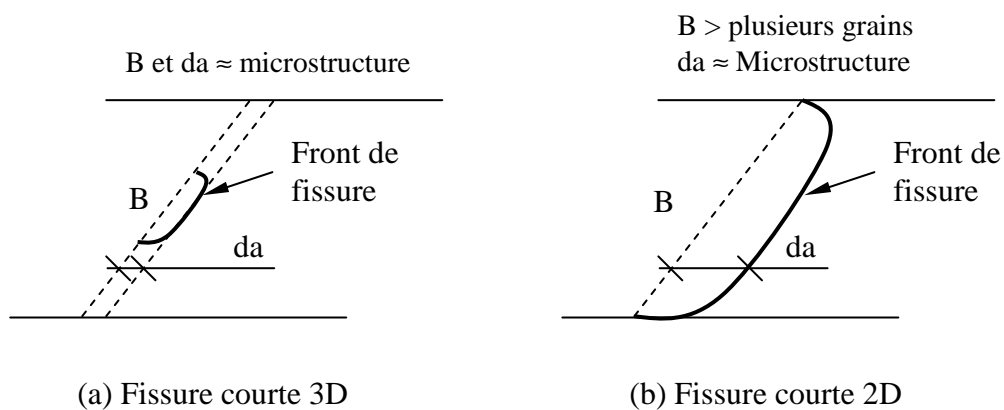


Figure 24 : Représentation schématique des fissures courtes 3D et 2D

III.3. Phénomène et mesure de fermeture de fissure

A travers les résultats sur les fissures longues et courtes évoqués précédemment, le phénomène de la fermeture de fissure s'avère être un mécanisme essentiel dont la

connaissance permet de traduire le comportement vrai en propagation dans les métaux. Les sous-paragraphes suivants présentent le phénomène de fermeture et différentes méthodes de mesure.

III.3.1. Phénomène de fermeture

Depuis les travaux initiaux d'Elber [87], ce phénomène consiste en une remise en contact prématurée des lèvres de la fissure pendant les cycles de chargement. La fissure fermée est considérée comme inopérante lors du mécanisme de propagation. Lors d'un cycle du chargement (Figure 25), la fissure s'ouvre à partir de la charge dite d'ouverture notée P_{op} ou K_{op} (opening) et se referme pendant la décharge à partir de la charge dite de fermeture notée P_{cl} ou K_{cl} (closure). Elber a donc proposé le concept du chargement effectif ΔK_{eff} « effective driving force » correspondant à l'amplitude de la charge au cours du cycle où la fissure demeure ouverte.

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (\text{Equ.I. 15})$$

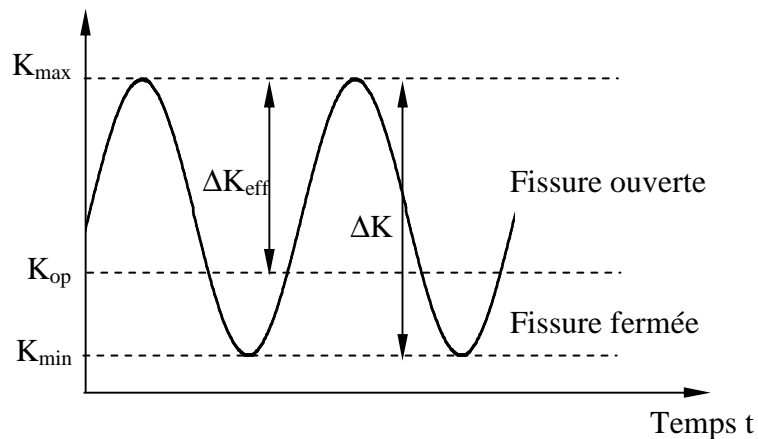


Figure 25 : Représentation schématique des cycles de sollicitation avec prise en compte de la fermeture

On relève, à partir de ce concept, le taux d'ouverture U qui est défini ci dessous :

$$U = \frac{K_{max} - K_{op}}{\Delta K} = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \quad (\text{Equ.I. 16})$$

Sur la base de résultats obtenus dans les travaux d'Elber [87], de Walker [88] et de Suresh [89], l'effet de fermeture peut être du essentiellement à trois causes (Figure 26) :

- la plasticité (Elber [87]):

L'avancée de la fissure crée une déformation plastique résiduelle dite sillage plastique sur les lèvres. Ce sillage plastique induit du contact à l'origine de contraintes de compression pendant la décharge.

- l'oxydation (Walker [88]) :

En présence d'environnements agressifs, les surfaces de rupture se couvrent de dépôts de corrosion pouvant induire la fermeture par effet de coin. Cet effet joue un rôle important en particulier près du seuil de propagation [90, 91].

- la rugosité (Suresh [89]) :

Le profil d'une fissure est généralement sinueux et les contacts, dus à cette rugosité de surface associée à un déplacement en mode II d'ouverture en cisaillement, peuvent produire un effet de fermeture.

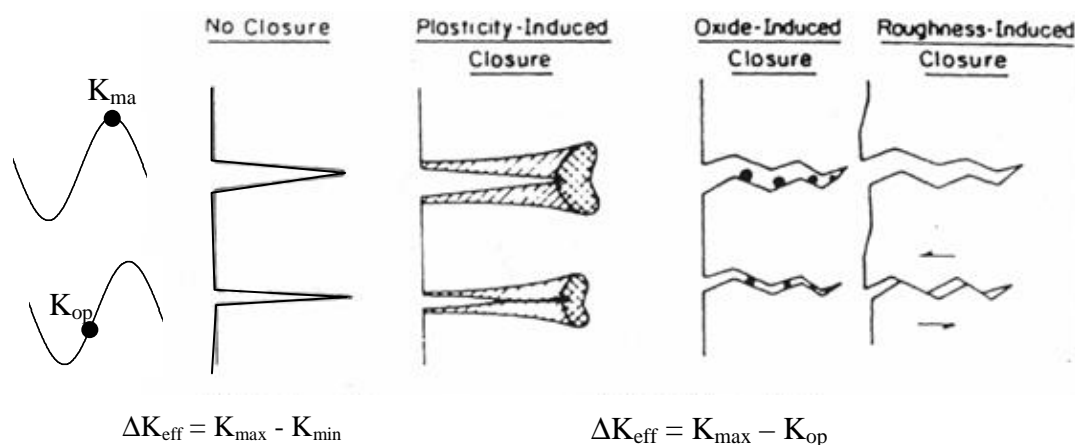


Figure 26 : Représentation schématique des différents mécanismes de fermeture, induite par la plasticité, l'oxydation ou la rugosité [87-89]

Dans la présente étude sur le 304L qui présente une plastification importante, on s'intéresse seulement à la fermeture induite par la plasticité qui est gouvernée essentiellement par la déformation plastique locale près de la pointe de fissure. Le niveau de fermeture est fortement influencé par la taille de la zone plastifiée qui se crée en pointe de fissure. On distingue deux types de zone plastique :

- Zone plastique monotone R_p (Figure 27a):

L'étendue de cette zone de plastification est calculée dans le cas d'un chargement monotone avec l'expression proposée par Rice [92] :

en contraintes planes :

$$R_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_o} \right)^2 \quad (\text{Equ.I. 17})$$

en déformations planes :

$$R_{pc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_o} \right)^2 (1 - 2\nu)^2 \quad (\text{Equ.I. 18})$$

où σ_o est la limite d'élasticité et ν est le coefficient de Poisson du matériau

- Zone plastique cyclique (Figure 27b) :

En régime cyclique, le champ local en pointe de fissure devient plus complexe du fait d'une plastification inverse. Rice et McClung [93, 94] ont proposé le principe de superposition des distributions de contraintes lors de la montée en charge et de la décharge pour estimer l'étendue de cette zone de plastique cyclique :

en contraintes planes :

$$R_{pc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_o} \right)^2 \quad (\text{Equ.I. 19})$$

en déformations planes :

$$R_{pc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_o} \right)^2 (1 - 2\nu)^2 \quad (\text{Equ.I. 20})$$

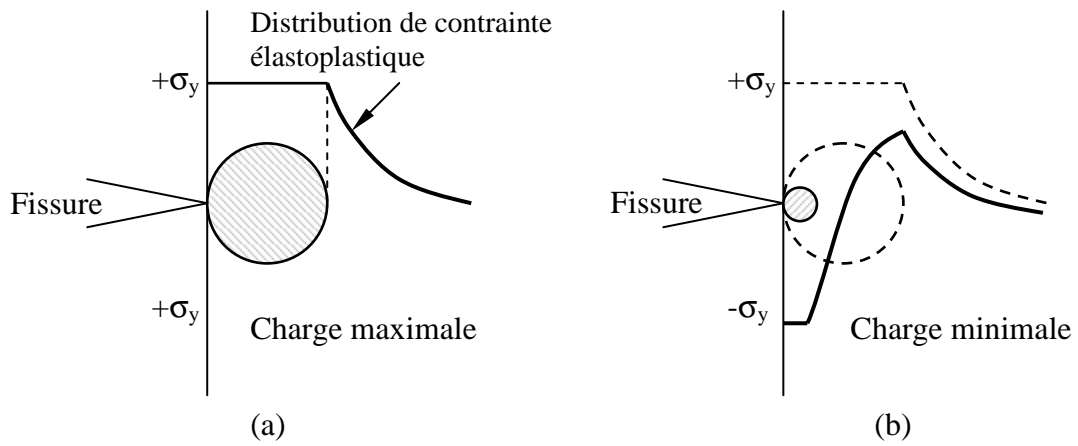


Figure 27 : Développement des zones plastique. (a) monotone ; (b) cyclique

La Figure 28 montre le graphe de la frontière de la zone plastique dans le cas d'une tôle épaisse pour laquelle on observe un état de contraintes planes en surface (au bord) et un état de déformations planes dans le plan médian (à cœur). La fermeture induite par la plasticité sera par conséquent différente au bord et à cœur de l'éprouvette.

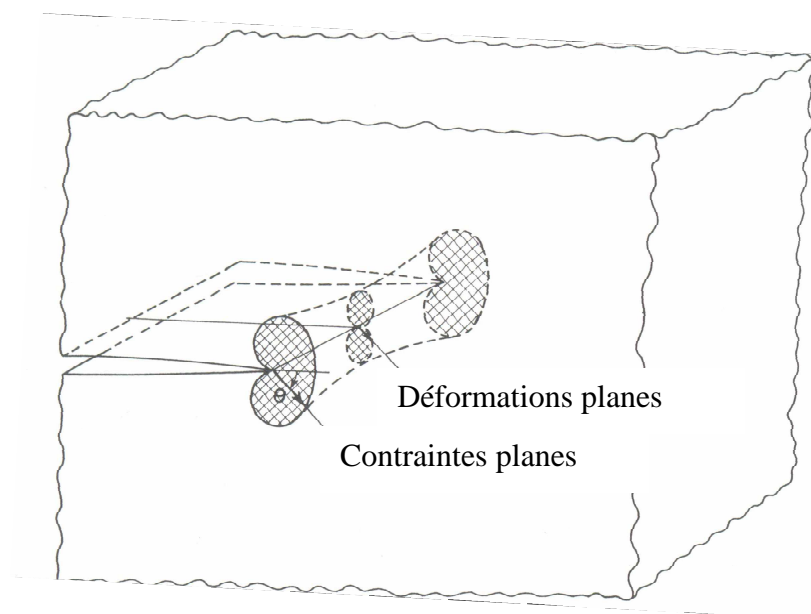


Figure 28 : Zone plastique en contraintes planes et déformations planes [21]

Ces phénomènes de fermeture permettent d'expliquer l'influence du rapport de charge R sur le comportement en propagation ou sur la variation de la vitesse notamment l'accélération ou le ralentissement après une surcharge ou une sous-charge [79, 80, 95].

Il est possible de proposer une loi de Paris « améliorée » raisonnée en terme de ΔK_{eff} après correction de la fermeture [88, 95]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (\text{Equ.I. 21})$$

Cette loi améliorée obtenue en absence de l'effet de fermeture est unique ce qui met en évidence un comportement de propagation intrinsèque pour un matériau donné, comme l'illustre la Figure 29 dans le cas d'un acier doux. On vérifie la similitude des courbes lorsque la vitesse est exprimée en fonction de ΔK_{eff} ou en ΔK à R élevé, c'est-à-dire en absence de fermeture.

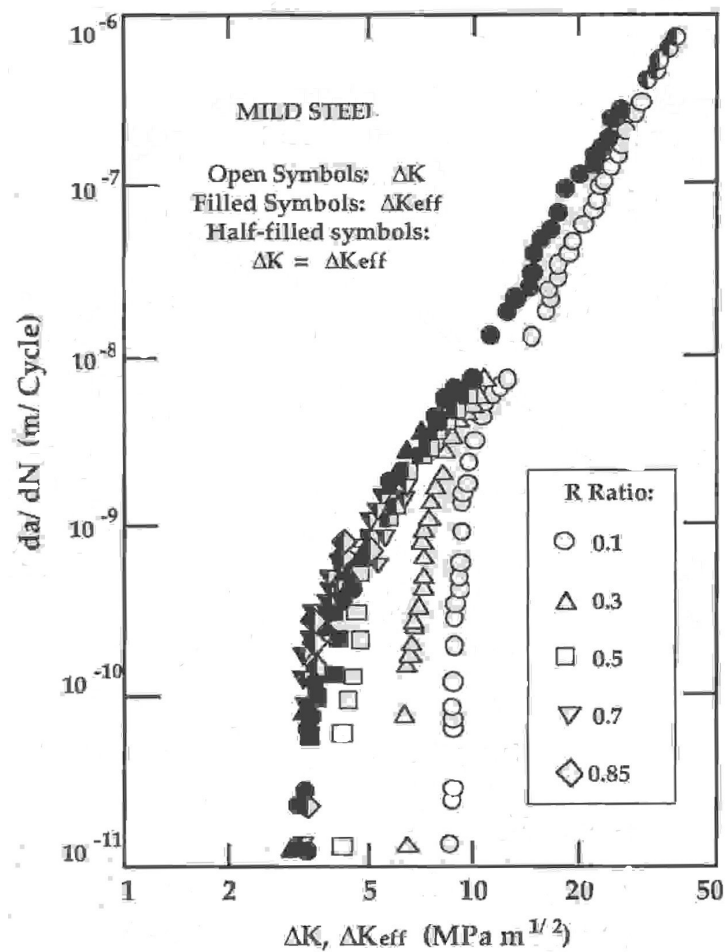


Figure 29 : Courbes de fissuration nominales et effectives à différents rapports de charge R

III.3.2. Mesure de la fermeture

La mesure de la fermeture consiste à déterminer la charge à l'ouverture P_{op} afin d'obtenir la valeur de K_{op} correspondante. Classiquement, cette mesure expérimentale est effectuée à partir des variations de complaisance de l'éprouvette au cours d'un cycle de chargement pour identifier le point de déviation de la linéarité de la courbe de complaisance selon la méthode préconisée par Elber [87] (Figure 30a). Une analyse fine des variations de complaisance est effectuée en appliquant la méthode de complaisance différentielle initialement proposée par Kikukawa et al [96] qui consiste à soustraire la partie linéaire de la courbe de complaisance pour redresser le signal avant amplification (Figure 30b).

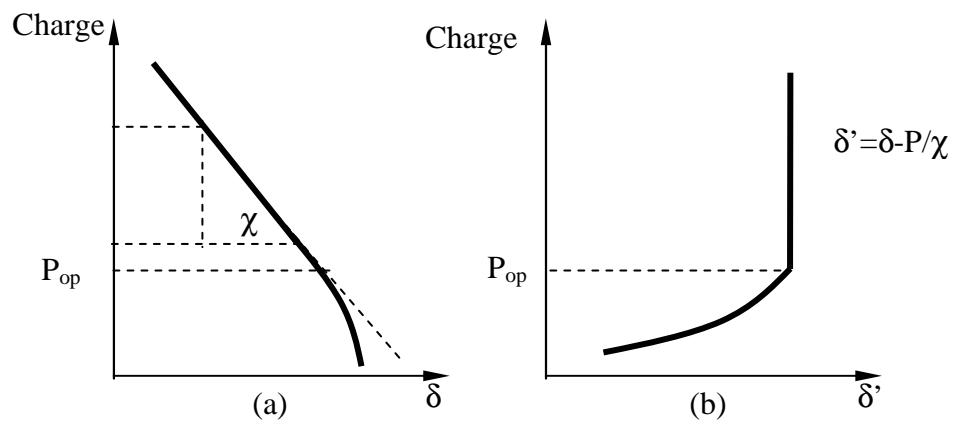


Figure 30 : Mesure de la fermeture par la variation de complaisance. (a) méthode préconisée par Elber ; (b) analyse fine proposée par Kikukawa

Ces techniques de mesure graphique sont largement utilisées grâce à leur simplicité de manipulation, toutefois elles sont particulièrement adaptées aux fissures suffisamment longues où la variation de la complaisance est évidente. Pour les fissures de petites dimensions, ces méthodes ne sont généralement pas assez sensibles pour détecter la faible variation de la complaisance due au contact très localisé en front de fissure.

Morris et Buck [97] détectent la fermeture des microfissure de surface en mesurant in-situ le déplacement des lèvres (0,1 à 0,4 μm) en fonction de la charge appliquée pour établir la courbe de complaisance locale. Les techniques de complaisance locale sont également utilisées par Breat et al. [98] sur des fissures courtes artificielles sollicitées en

flexion et par Tanaka et Nakai [99] pour mesurer les niveaux de fermeture de petites fissure initiées à partir d'éprouvettes à entaille centrale.

Lankford et Davidon [100, 101] ont utilisé des techniques d'image stéréo qui permettent la mesure de l'ouverture de fissure (C.O.D : Crack Opening Displacement) et des déplacements relatifs à la surface d'éprouvettes sollicitées in-situ à l'aide d'observations au MEB.

Récemment, Carboni [102] ainsi que Yamada et Newman [103] ont utilisé des micro-jauges de déformation collées près du front de la fissure afin de détecter localement la faible variation de complaisance pour des petites fissures. Fellows et Nowell [104] ont utilisé la méthode d'interférométrie de Moiré pour mesurer le déplacement des lèvres de la fissure pour détecter la fermeture. Chang et al. [105] ont proposé une technique de détection par émission acoustique qui permet de détecter la fermeture des petites fissures.

IV. SIMULATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE DE FATIGUE AVEC PRISE EN COMPTE DE LA FERMETURE PAR PLASTICITE

IV.1. Introduction

Depuis les années 1970, la méthode des éléments finis devient un outil numérique puissant qui permet de simuler la propagation d'une fissure. Avec cette approche, les états de contraintes et de déformations locales en pointe de fissure peuvent être caractérisés. Cette partie abordera sur les techniques numériques de la littérature pour la simulation de la propagation d'une fissure avec prise en compte de la fermeture par plasticité. Les résultats récents seront exposés.

IV.2. Maillage

La zone en front de fissure (ou près du front) présente des gradients sévères de contraintes et de déformations. Il est donc crucial de bien choisir le type d'éléments ainsi que la taille optimale de discrétisation afin d'obtenir des résultats fiables avec un temps de calcul raisonnable. Dans la littérature [52, 106-115], en général, des éléments quadratiques linéaires sont utilisés en 2D et des éléments cubiques linéaires en 3D.

L'influence de la taille des éléments (a_{min} illustré dans la Figure 31) sur les résultats est source de discussions. Il apparaît que la discrétisation des éléments doit être suffisamment fine pour simuler les champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure ainsi que pour représenter correctement les zones plastifiées monotone R_p et cyclique R_{pc} [109, 112, 116]. McClung et al. [113, 114, 117] ont effectué beaucoup d'analyses sur le raffinement des éléments exigé pour une fissure sur éprouvette M(T) et SENT. Ils ont conclu que le niveau de raffinement est basé sur le nombre de divisions dans les zones plastiques monotone R_p et cyclique R_{pc} . Les travaux de Dougherty et al. en 1997 [118] ont montré que, quels que soient les éléments, triangulaires ou quadrangulaires, linéaires ou quadratiques, le critère principal est la taille a_{min} des éléments. Ils suggèrent qu'il faut dix éléments répartis dans la zone plastique monotone R_p . Parks et al. [116] ont modélisé la fermeture d'une fissure, avec un modèle d'écroûissage cinématique pur, avec des éléments de taille $a_{min}/R_{pc} = 0,77$ à $0,91$ soit environ un élément dans la zone plastique cyclique R_{pc} . Récemment, Solanki et al. [109] ont recommandé trois à quatre éléments linéaires répartis dans la zone plastique cyclique, alors que Roychowdhury et Dodds [119] ne suggèrent que deux à trois éléments linéaires.

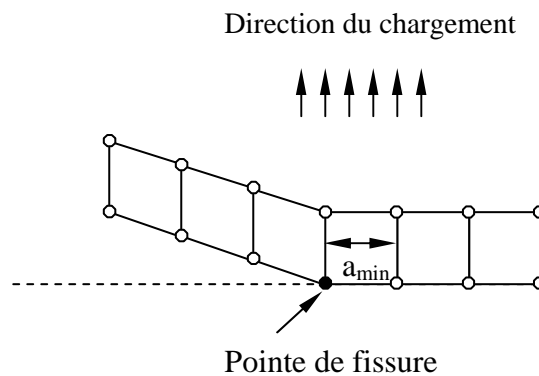


Figure 31 : Illustration schématique des éléments près de la pointe de la fissure pour une simulation en 2D

Finalement, il semble que le nombre de divisions basé sur la dimension de la zone plastique ne reste qu'une recommandation, et n'a aucun caractère impératif. L'augmentation du nombre d'éléments dans la zone plastique monotone ou cyclique, pour la simulation numérique, conduit à une approche plus réaliste du comportement en propagation, mais augmente considérablement le coût de calcul et la taille du fichier de stockage des données. De plus, une simulation en trois dimensions correspondant à un grand nombre de cycles

appliqué avec une loi de comportement non linéaire d'écroissements combinés et un grand nombre d'éléments dans l'épaisseur pose bien entendu des difficultés immédiates au niveau de la capacité disponible des outils de calcul.

Pour la modélisation en 3D, Chermahini [107, 120, 121] a été le premier à effectuer une modélisation de la propagation d'une fissure longue en limitant le calcul à seulement quatre éléments dans l'épaisseur pour réduire le coût de calcul. Ensuite, Roychowdhury et al [119, 122] suggèrent cinq éléments dans l'épaisseur B , la taille des éléments augmentant progressivement ($0,02B$, $0,03B$, $0,05B$, $0,015B$, $0,25B$) de la surface libre (bord) vers le plan de symétrie (cœur) (Figure 30).

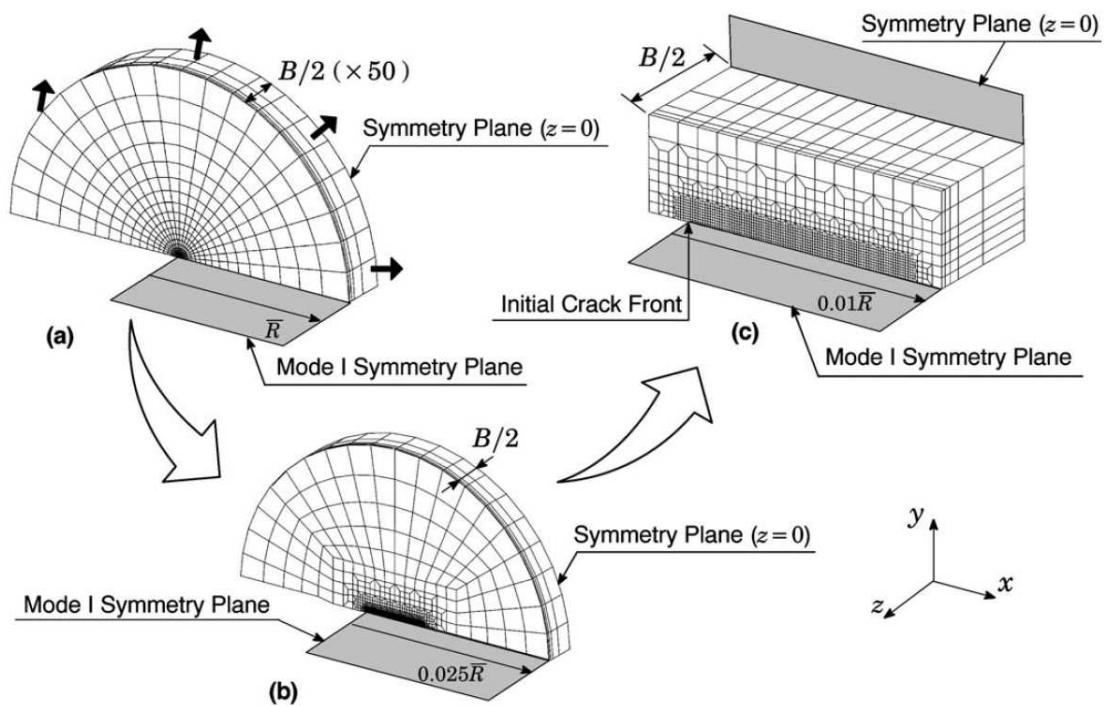


Figure 32 : Maillage tridimensionnel en front de fissure d'après Roychowdhury et al [119, 122]

IV.3. Modélisation de la propagation

L'avancée de la fissure se fait par le relâchement successif des nœuds (Figure 33), avec modification associée des conditions aux limites aux nœuds situés en amont de la pointe de fissure (du front en 3D). La Figure 33 illustre schématiquement la modélisation de

l'avancée de fissure en libérant le blocage du déplacement vertical U_y du nœud 1 après un certain nombre de cycles du chargement. La pointe de la fissure se déplace donc du nœud 1 au nœud 2 ce qui correspond à une avancée d'une taille d'un élément. Pour éviter les discontinuités dans les champs de déformation, un seul relâchement est effectué à chaque avancée de fissure [123].

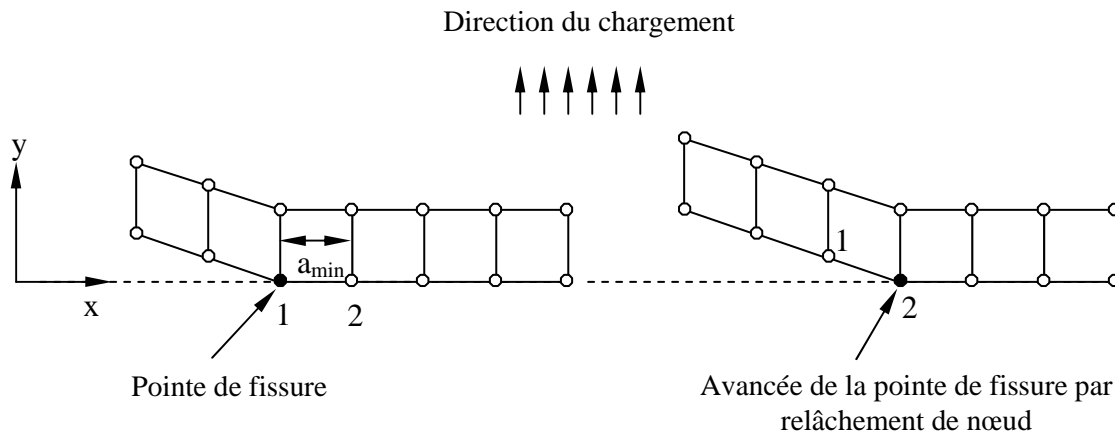


Figure 33 : Illustration schématique de l'avancée de la fissure par relâchement successif des nœuds

Le nombre de cycles n entre chaque relâchement (Figure 34a) est un paramètre essentiel qui peut influencer les résultats obtenus sur la fermeture de la fissure. Si l'on souhaite approcher la réalité de la propagation d'une fissure, le nombre de cycles n peut atteindre, dans certain cas, des milliers de cycles voire des millions de cycles ce qui est bien entendu irréalisable au niveau du calcul. Matos et Nowell [124] ont modélisé la propagation d'une fissure avec prise en compte de fermeture dans un alliage de Titane Ti-6Al-4V en introduisant une loi de comportement élastique-plastique parfaite. Ils ont proposé deux cycles entre chaque relâchement dans une modélisation bidimensionnelle en contraintes planes. Le premier cycle appliqué a pour le but de stabiliser les zones plastifiées près de la pointe de fissure alors que le deuxième est utilisé pour la mesure de la fermeture. Dans plusieurs études [119, 122, 125-127], un seul cycle est appliqué entre chaque relâchement dans la simulation de la propagation en 3D pour réduire le coût du calcul.

Pour chaque relâchement, le moment où les nœuds sont libérés reste un sujet de débat (Figure 34b). McClung et al. [114], Solanki et al [109] ont effectué chaque relâchement à la charge minimale pour éviter le problème numérique provoqué par le changement instantané

des champs de déplacement. Sehitoglu et al. [113, 128] ont choisi le moment où la charge atteint la valeur maximale pour traduire le fait que la fissure se propage lorsqu'elle est complètement ouverte. McClung et al. [114] ont également proposé une possibilité de libérer les nœuds pendant le cycle du chargement soit entre la charge P_{\max} et P_{\min} . Les travaux récents de Solanki [129] ont montré que des résultats comparables sont obtenus quel que soit le moment où le relâchement est effectué.

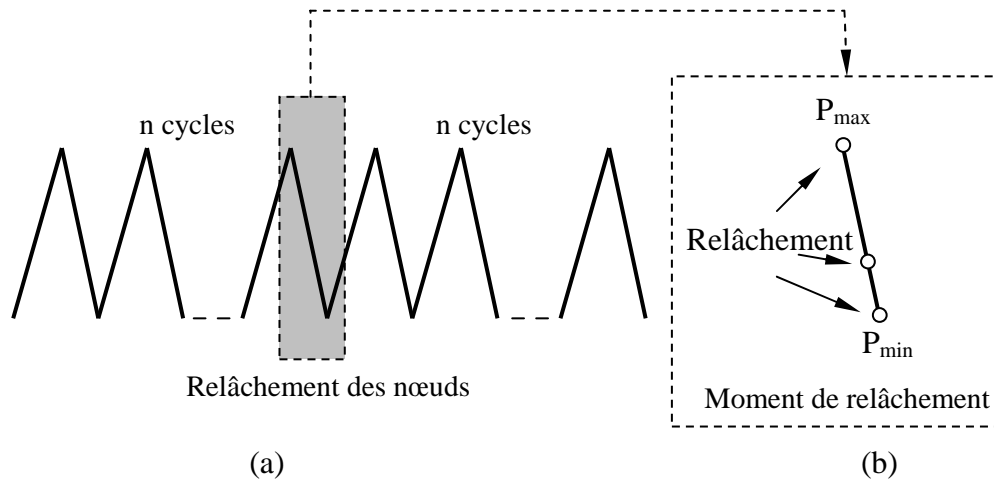


Figure 34 : Illustration schématique de relâchement de nœuds. (a) nombre de cycles n entre chaque relâchement ; (b) Moment où le relâchement s'effectue

De toute façon, il faut bien réaliser que toutes ces hypothèses de relâchement à la charge minimale, maximale ou pendant le cycle du chargement ne représentent pas, de toute façon, le processus réel de propagation d'une fissure par fatigue. En effet, d'après l'observation des stries de fatigue, l'avancée de fissure est un processus progressif dans le cycle entier. De plus, la fissure ne se propage pas à la charge minimale où les contraintes en pointe de fissure sont des contraintes de compression.

IV.4. Modélisation de la fermeture de fissure par plasticité

IV.4.1. Simulation numérique de la fermeture

Physiquement, la fermeture d'une fissure correspond à la remise en contact des lèvres de la fissure. Dans les travaux initiaux de Newman [108, 111], des éléments de ressorts « Spring elements » ont été utilisés pour simuler la propagation de la fissure ainsi que

pour modéliser le contact des lèvres de la fissure. Les deux nœuds en position opposée, situés le long du plan de propagation, sont reliés avec deux éléments de type ressort. L'un a une raideur K importante en compression mais nulle en tension et l'autre a une raideur K importante en tension mais nulle en compression. L'avancée de la fissure se fait par le relâchement de l'élément de ressort en tension « T » à la charge maximale, alors que l'élément de ressort en compression « C » sert à modéliser le contact des lèvres de la fissure et à mesurer l'effort en compression pendant la décharge. Cette procédure est illustrée schématiquement dans la Figure 35. Cette technique a été utilisée par la suite par de nombreux auteurs [112, 130-134].

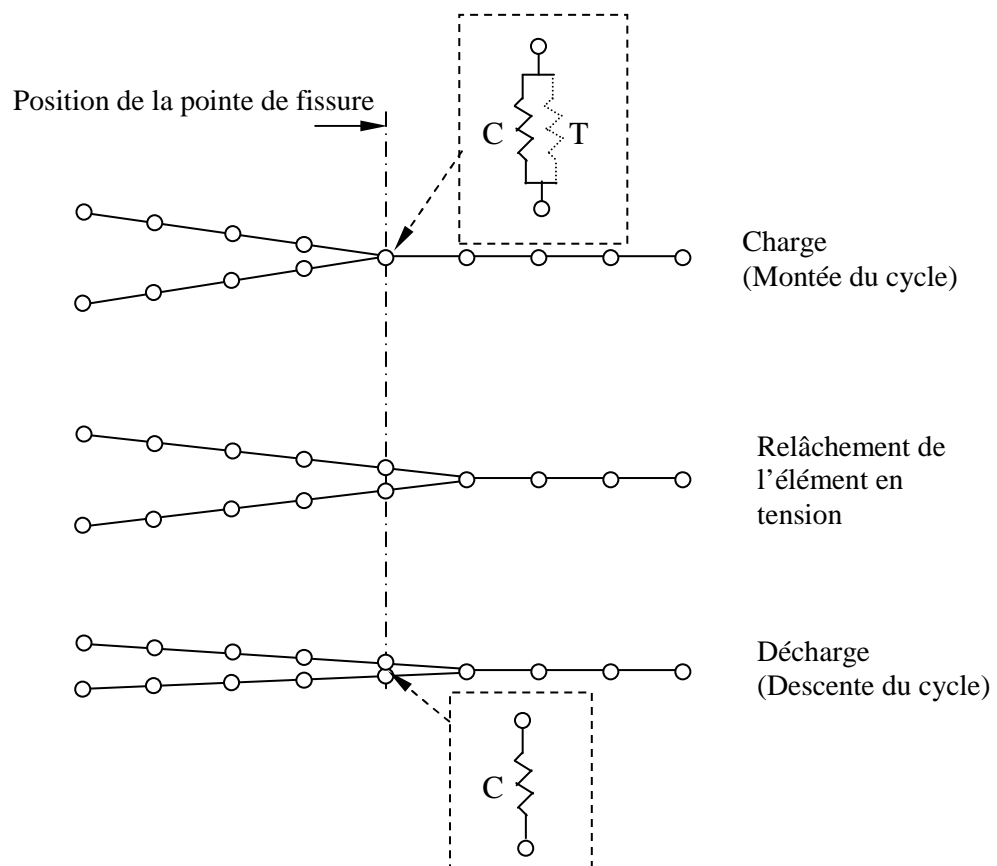
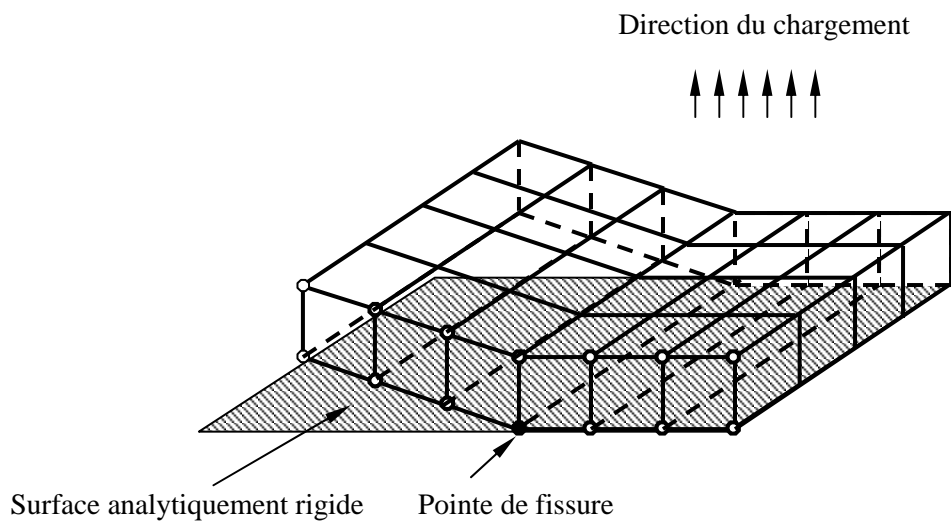
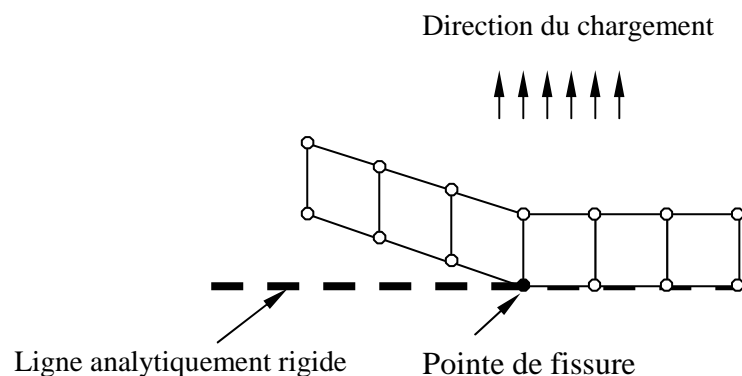


Figure 35 : Illustration schématique de la simulation de l'avancée de fissure et du contact à l'aide d'éléments de type ressort « spring element » [135]

Une autre technique consiste à utiliser dans le code de calcul des éléments de contact, une surface « maître » et une surface « esclave ». Le modèle de contact disponible dans ABAQUS [29] sera utilisé qui consiste à modéliser le contact normal rigide entre les nœuds sur les lèvres de fissure et une surface analytiquement rigide collée sur le plan de propagation (Figure 36). Cette surface rigide empêche l'interpénétration des lèvres de la fissure pendant la décharge. Cette technique de contact des nœuds a été utilisée par plusieurs auteurs [109, 118, 119, 122, 129, 136, 137] grâce à la simplicité de mise en place dans le modèle.



(a) Contact d'une surface rigide pour simuler la fermeture en 3D



(b) Contact d'une ligne rigide pour simuler la fermeture en 2D

Figure 36 : Illustration schématique de la technique de simulation de la fermeture par le contact des nœuds. (a) en 3D ; (b) en 2D

IV.4.2. Détermination de la fermeture

La détermination des charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} se fait habituellement par deux techniques :

a. Etat de contraintes en pointe de fissure

Cette technique a été initialement proposée par Sehitoglu et Sun [138] pour simuler la propagation d'une fissure en contraintes planes. Elle consiste à définir la charge à l'ouverture P_{op} comme la charge appliquée pour laquelle toutes les contraintes résiduelles en compression ont disparu sur les lèvres de fissure, et la charge à la fermeture P_{cl} comme la charge appliquée pour laquelle toutes les contraintes résiduelles alternent de tension en compression. Par la suite, Sun et Sehitoglu [139] ont modifié ce critère. Les charges P_{op} et P_{cl} sont respectivement définies comme les efforts appliqués pour lesquels les contraintes aux nœuds sur les lèvres de la fissure passent d'un état de compression en traction et réciproquement. Dans la même cadre, Wu et Ellyin [140] ont proposé de définir les charges P_{op} et P_{cl} comme les efforts appliqués pour lesquels les contraintes en pointe de fissure, perpendiculairement au plan de propagation, alternent de compression en traction et inversement pendant le cycle. Ces méthodologies de détermination de la fermeture ont été adoptées par certains chercheurs en général [123, 141]. Matos et Nowell [124] ont montré que cette technique présente certaines limitations, avec notamment une détermination de P_{cl} complètement faussée car les contraintes en pointe de fissure sont toujours des contraintes de compression pendant toute la décharge.

b. Déplacement des nœuds des lèvres de la fissure

Cette méthode consiste à suivre le déplacement des nœuds (ou séries de nœuds), perpendiculairement au plan de fissuration, comme indiqué schématiquement dans la Figure 37. Cette technique basée sur le déplacement des nœuds est la plus utilisée et la plus simple pour la détermination de la fermeture par plasticité surtout pour la simulation dans ABAQUS lorsque le contact est simulé à l'aide d'une surface rigide pour le cas 3D ou une ligne droite rigide pour le cas 2D.

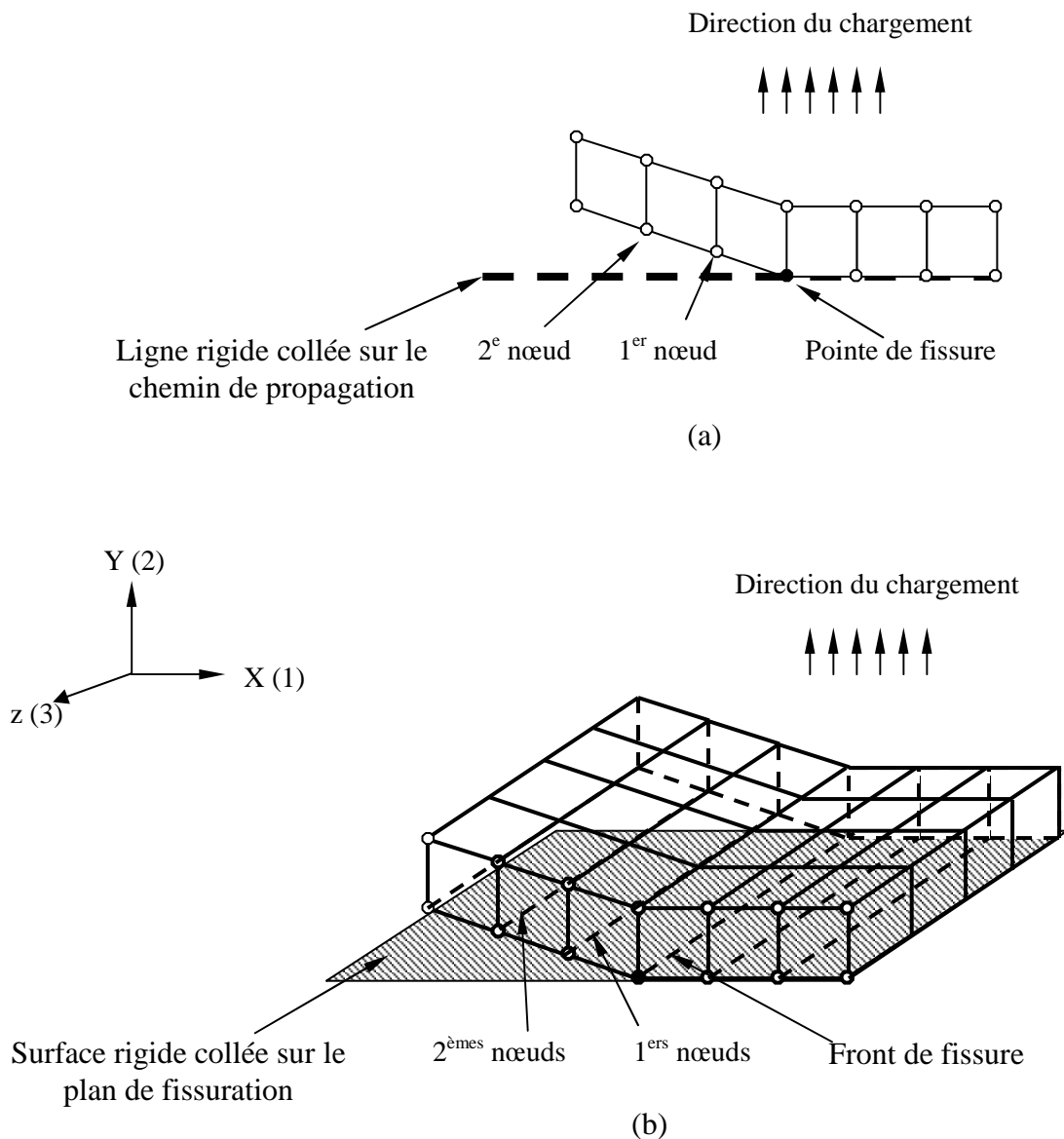


Figure 37 : Illustration schématique des nœuds observés pour la détermination de la fermeture. (a) en 2D ; (b) en 3D

La charge à l'ouverture P_{op} correspond au moment où les déplacements perpendiculaire au plan de fissuration U_y des nœuds observés sur la lèvres de fissure deviennent positifs pendant la montée du cycle. La charge à la fermeture P_{cl} correspond au moment où les déplacements deviennent nuls pendant la décharge (Figure 38). Ce critère est basé sur la définition conventionnelle de la fermeture initialement proposée par Elber [87].

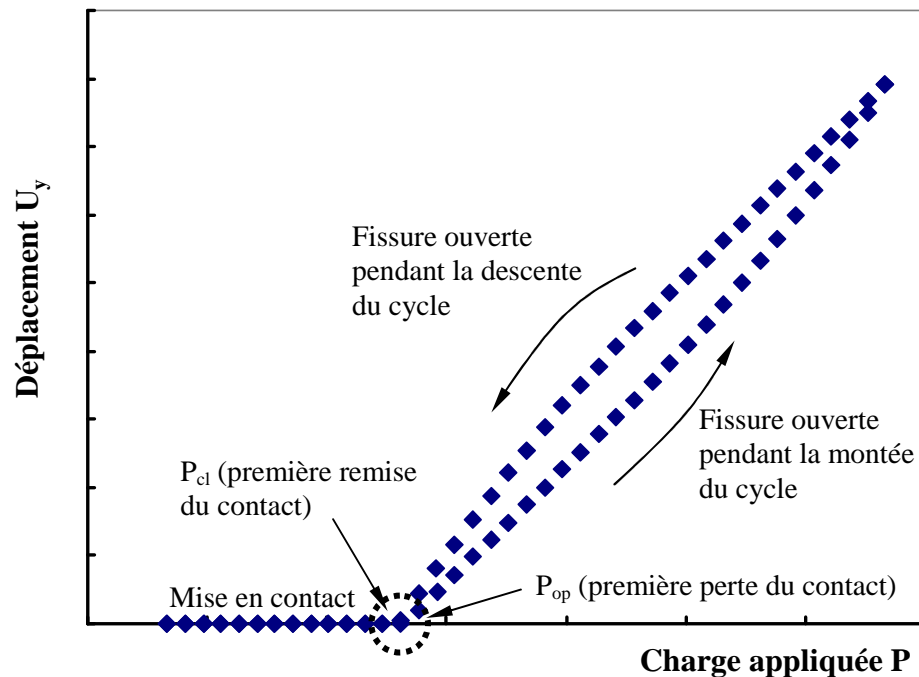


Figure 38 : Illustration schématique pour la détermination des charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} par le déplacement des nœuds

La plupart des chercheurs observent le premier nœud (les premiers nœuds) derrière la pointe (le front) de la fissure afin de déterminer la présence de la fermeture [109, 113, 128, 142]. Toutefois, Pommier [143], Roychowdhury et Dodds [119] utilisent quant à eux les informations du deuxième nœud (des deuxièmes nœuds) derrière la pointe (le front) de la fissure étant donné qu'il y a un gradient de contraintes important près de la fissure ce qui peut éventuellement affecter la fiabilité des résultats. De plus, ces déterminations sont dépendantes du raffinement du maillage car la position des nœuds observés modifie le niveau de fermeture déterminé.

IV.5. Résultats récents de simulation numérique

IV.5.1. Approche bidimensionnelle

L'approche numérique est souvent toutefois limitée par la capacité de calcul et de stockage des données. C'est la raison pour laquelle l'approche bidimensionnelle est souvent privilégiée. Dans les années 1970, Newman [108, 110] a initialement simulé la propagation d'une fissure par éléments finis avec une hypothèse en contraintes planes et en déformations

planes. Il a été montré que la fermeture d'une fissure se manifeste différemment selon les hypothèses de contraintes planes et de déformations planes. La charge à l'ouverture P_{op} est généralement plus élevée en contraintes planes qu'en déformations planes. La fermeture est par conséquent plus importante sous cette hypothèse. Ce résultat important a été retrouvé par plusieurs auteurs [112, 141, 142, 144]. Récemment, Solanki et al. [109] ont simulé la fermeture par plasticité d'une fissure dans des éprouvettes CT « Compact Tension » et MT « Middle Crack Tension » en introduisant une loi de comportement simple élastique parfaitement plastique. De plus, ils ont essayé de réduire le temps de calcul en appliquant seulement un cycle entre chaque relâchement des nœuds pour faire avancer la fissure. Les résultats obtenus en contraintes planes et en déformation plane ont montré que l'effet de la fermeture est négligeable ou même dans certains cas inexistant (Figure 39). Ils suggèrent que l'hypothèse de déformations planes pure est une hypothèse idéale qui n'existe pas dans la pratique. En effet, l'effet de bord dans un corps volumique a toujours une influence importante sur l'intérieur, la modélisation tridimensionnelle prend alors tout son sens.

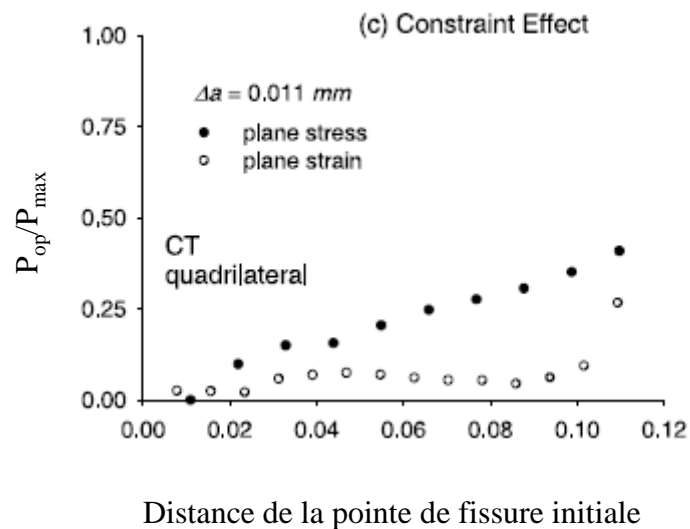


Figure 39 : Charge à l'ouverture P_{op}/P_{max} en contraintes planes et en déformations planes [109]

Des travaux récents de Pommier [145] ont montré que l'utilisation d'une loi de comportement simple « élastique parfaitement plastique » ne traduit pas correctement le comportement cyclique en pointe de fissure. Pommier a introduit des lois de comportement plus complexes : écrouissages cinématique et isotrope pouvant notamment rendre compte de l'effet de rochet afin d'étudier l'effet de comportement cyclique sur la propagation d'une fissure

à amplitude de chargement variable. Les résultats ont montré que la fermeture d'une fissure est plutôt liée à l'effet d'écroissage cinématique en pointe de fissure. En particulier, pour des chargements à amplitudes variables, les écroissages cinématique et isotrope traduisent correctement l'évolution de la zone plastique en pointe de fissure donc la valeur de K_{op}/K_{max} . De plus, l'effet du sillage plastique est à l'origine de l'effet de l'histoire du chargement sur le comportement de fissure.

Lesur et al [56] ont simulé la propagation d'une fissure courte dans un acier inoxydable 304L en introduisant une loi de comportement d'écroissage isotrope et cinématique non linéaire pour prendre en compte l'effet de fermeture par plasticité en contraintes planes et déformations planes avec le but de caractériser l'évolution du niveau de fermeture en fonction de la longueur de fissure près du seuil de propagation ΔK_{th} . Les résultats obtenus ont montré que la fermeture augmente en fonction de la longueur de fissure jusqu'à une stabilisation. Ces résultats sont largement insuffisants pour la conception technologique car ils ne sont valables que pour des niveaux de ΔK près du seuil. Ils sont observés uniquement en contraintes planes étant donné que l'effet de la fermeture est absent en déformations planes. De plus, la fermeture est absente tant en déformations planes qu'en contraintes planes à $R = 0,7$. Il est donc intéressant d'effectuer une simulation tridimensionnelle, éventuellement à différents niveaux de ΔK .

IV.5.2. Approche tridimensionnelle

Faute de capacités de calcul, les approches numériques tridimensionnelles restent encore très rares. Plusieurs auteurs successifs [119, 122, 146] ont fait des efforts pour développer l'approche tridimensionnelle avec une approche de plus en plus raffinée. Les travaux de Roychowdhury et al [119, 122] portant sur la simulation de propagation d'une fissure longue en hypothèse de plasticité confinée et en utilisant une loi de comportement avec écroissage cinématique ont montré que pour une longueur donnée, la fissure s'ouvre d'abord à cœur et progressivement vers le bord. La fissure se ferme sur une petite distance derrière le front de fissure à cœur. En revanche, la fermeture est présente au bord dans toute la longueur de fissure. Ceci met en évidence différentes valeurs de K_{op} au bord et à cœur traduisant effectivement un effet 3D qui ne peut pas s'expliquer par les hypothèses en

contraintes planes et en déformations planes. Ainsi, Gonzalez Herrera et al. [147] ont simulé la propagation d'une fissure longue avec prise en compte de la fermeture par plasticité en trois dimensions dans des éprouvettes de différentes épaisseurs à différents rapports de charge. Le matériau étudié est un alliage d'aluminium dont le comportement est modélisé avec un écrouissage isotrope traduisant une faible consolidation. L'avancée de fissure est effectuée par des relâchements de nœuds, avec un unique cycle entre chaque relâchement pour des raisons de temps de calcul. Les facteurs d'intensité de contrainte à l'ouverture K_{op} et à la fermeture K_{cl} obtenus par le critère de suivi de l'état de contrainte (K_{tt} « Tip Tensile ») au front de fissure et par le contact des nœuds (K_{nc} « Node contact ») ont été comparés. Les résultats essentiels obtenus ont montré que le rapport de charge R a un effet significatif sur le niveau de K_{op} et K_{cl} . En effet, on observe des écarts d'autant plus importants que R est petit. De plus, on note un effet de fermeture plus marqué près du bord (Figure 40).

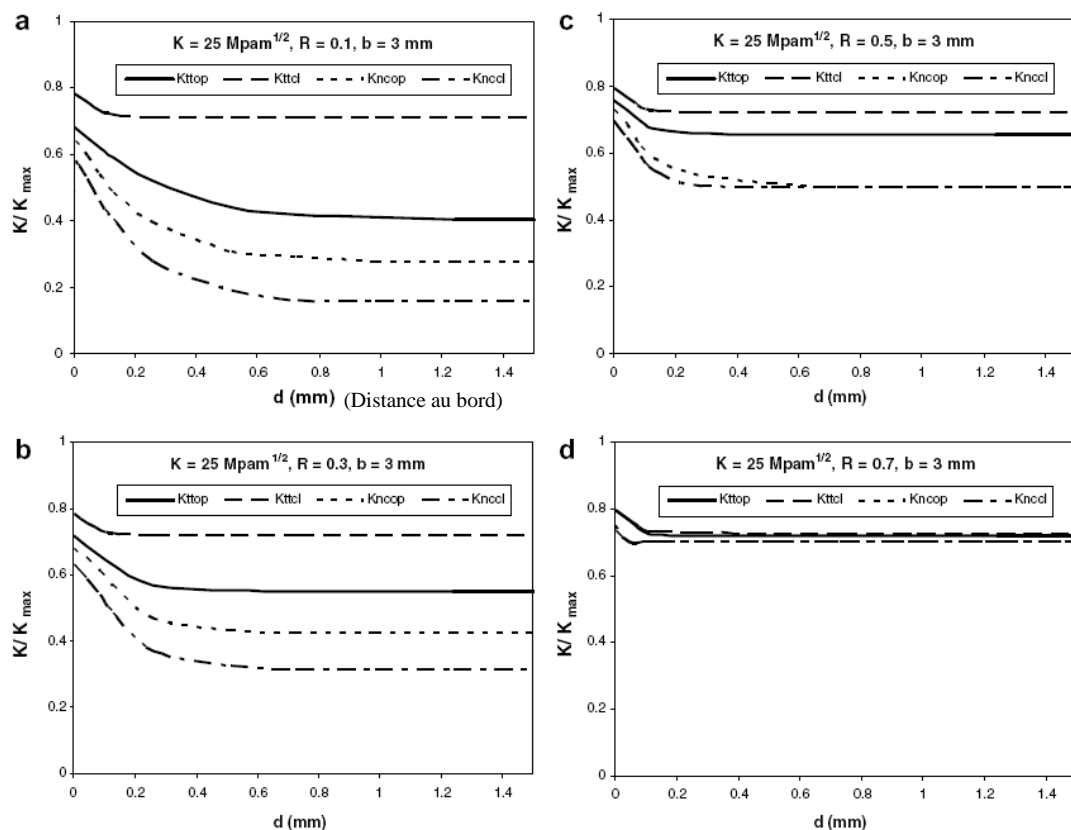


Figure 40 : Valeurs de K_{op} et K_{cl} obtenues avec les critères tt « tip tensile » et nc « node contact » tracées le long d'épaisseur de 3mm pour $K_{max} = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à différents rapports de charge (a) $R = 0,1$; (b) $R = 0,3$; (c) $R = 0,5$ et (d) $R = 0,7$ [147]

Les résultats obtenus à cœur de l'éprouvette se manifestent de manière similaire à ceux obtenus en 2D avec l'hypothèse de déformations planes (Figure 41). Toutefois, dans la région près du bord, les résultats ne correspondent pas à ceux obtenus en 2D contraintes planes : la zone plastique est plus petite en 3D. On trouve que l'effet de la fermeture concerne uniquement la zone près du bord de l'éprouvette et est indépendant de l'épaisseur de l'éprouvette. De plus, la zone de contact (fermeture) est indépendante de l'épaisseur de l'éprouvette (Figure 42).

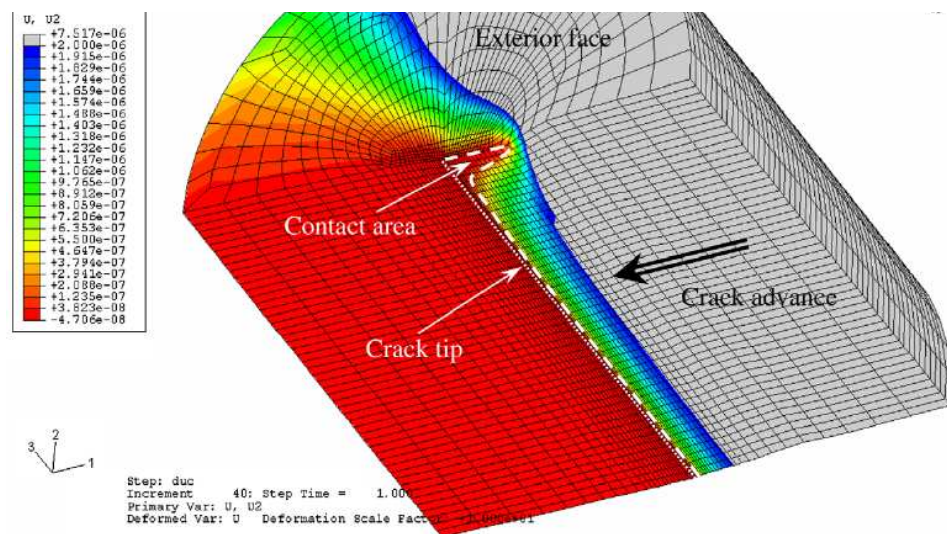


Figure 41 : Déplacement U_2 perpendiculaire au plan de fissuration à la charge minimale pour $K_{max} = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,3$ sur éprouvette CT d'épaisseur 3 mm [147]

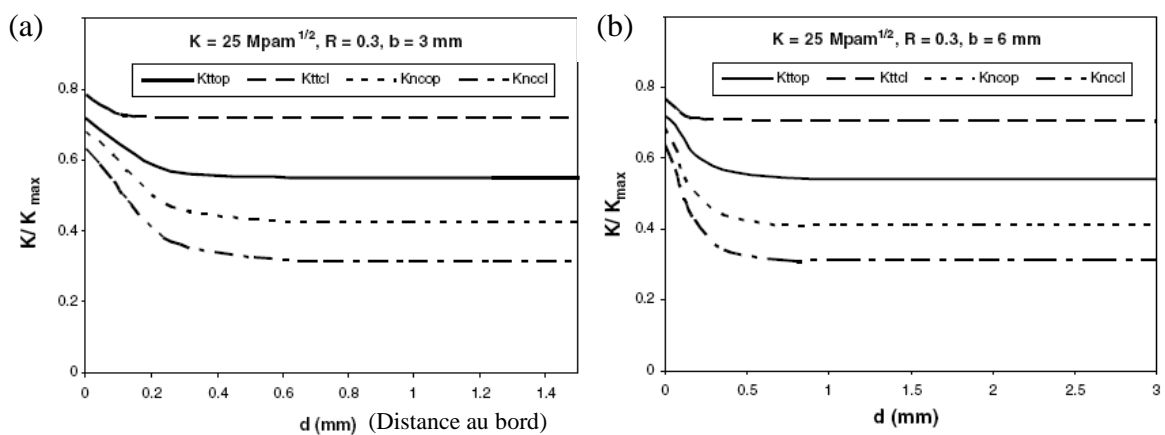


Figure 42 : Valeurs de K_{op} et K_{cl} pour $K_{max} = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $R = 0,3$. (a) épaisseur 3mm ; (b) épaisseur 6 mm [147]

Cette étude numérique en trois dimensions de Gonzalez Herrera et al. [147] caractérise l'effet de la fermeture d'une fissure uniquement pour une longueur donnée avec une valeur de K_{max} donnée, et on ne prend pas en compte l'effet de la longueur de fissure ou l'effet du sillage et de l'histoire du chargement qui pourrait modifier significativement la zone plastique cyclique.

V. CONCLUSIONS

Sur la base de résultats de nombreux travaux, il apparaît que la propagation d'une fissure peut être influencée par les effets d'environnement, d'une pré-déformation, de l'histoire du chargement. De plus, la propagation peut être affectée par la longueur de fissure elle-même pour les fissures courtes. Au vu de la bibliographie, une fissure courte présente un comportement atypique en propagation pouvant être expliqué par l'effet de la fermeture qui est lié à la longueur de la fissure donc à la longueur du sillage plastique. La diminution du niveau de fermeture quand la fissure est courte explique qu'elle se propage plus vite que les fissures longues pour le même ΔK appliqué. Lorsque la fissure avance, le sillage plastique se développe progressivement, la fermeture augmente, la vitesse diminue et finit par rejoindre celle des fissures longues.

D'un point de vue numérique, la plupart des études ont été effectuées en 2D avec des hypothèses de contraintes planes ou de déformations planes pour des raisons de maîtrise du temps de calcul réduit. Seules quelques études tridimensionnelles de la propagation ont été effectuées en se limitant à un calcul simplifié (un ou deux cycles entre chaque relâchement), lois de comportement les plus simples (élastique parfaitement plastique, un écrouissage cinématique ou un écrouissage isotrope). De plus, les résultats numériques sont obtenus des fissures longues à une valeur fixée du chargement donné. Donc, l'effet de l'histoire du chargement sur la propagation ainsi que l'effet de fissure courte dû à l'effet de sillage n'ont pas été modélisés en tridimensionnel.

La présente étude vise à caractériser le comportement en propagation des fissures longues et courtes dans le contexte de fissures par faïençage thermique obtenues sur les tuyauteries de refroidissement de système RRA en acier inoxydable 304L. On observe que des réseaux de fissures traitées comme des fissures physiquement courtes 2D étant donné qu'une seule dimension est faible par rapport aux autres. Leur profondeur moyenne est comprise entre 0,1 et 2,5 mm. Dans ce

contexte, pour appréhender le comportement de ces fissures sur les tuyaux de refroidissement, il est indispensable réaliser :

- des essais de fissuration sous vide et à l'air pour caractériser l'effet d'environnement,
- des essais de chargement à amplitude de ΔK constante et variable pour étudier l'histoire du chargement,
- des essais de fissuration sur éprouvette pré-déformée
- des essais de propagation d'une fissure courte pour caractériser l'évolution de la fermeture en fonction de la longueur de fissure.

Toutefois la méthode classique graphique de mesure de fermeture adoptée généralement dans le cas d'une fissure longue n'est pas suffisamment sensible pour les fissures de petites dimensions pour lesquelles la variation de complaisance est très faible. Il sera nécessaire de développer dans ce travail un outil numérique permettant d'analyser numériquement le signal de variation de complaisance donnée classiquement par une jauge collée en face arrière ou par un capteur COD.

Ces expériences seront modélisées ensuite dans ABAQUS avec une approche numérique en 3D de la propagation d'une fissure longue et physiquement courte en développant un modèle plus réaliste avec une loi de comportement combinant deux écrouissages, isotrope et cinématique non linéaire et en constituant pas à pas un sillage plastique représentatif du l'histoire du chargement.

Chapitre II

CARACTERISATION DU MATERIAU

Caractérisation du matériau

I. PRESENTATION DU MATERIAU

Le matériau utilisé dans cette étude est un acier inoxydable austénitique de type 304L (Z2CN18-10), fourni par Creusot-Loire Industrie sous la forme d'une tôle, référencée EDF 1212XB1, de dimension 500*270*30mm. Cette tôle est obtenue par laminage et hypertrempe selon les spécifications des normes RCC-M. Les données de l'analyse chimique produite par le département « Etude des matériaux (E.M.A.) » d'E.D.F [148] sont présentées dans le Tableau 1. La comparaison avec la norme RCC-M montre que le matériau fourni correspond bien à un matériau de type 304L.

Tableau 1: composition chimique de l'acier 304L Creusot-Loire Industries (% masse)

Elément	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N ₂
norme RCC-M (%)	<0,03	<2	<1	<0,03	<0,04	>9 <12	>17 <20	-	<1	-
E.M.A (%)	0,029	1,86	0,37	0,004	0,029	10	18	0,04	0,02	0,056

La microstructure du matériau, révélée après une attaque chimique sur des échantillons polis, est illustrée sur la Figure 43. Cet acier de structure cubique à faces centrées présente en faible quantité de la ferrite résiduelle sous forme de « chapelets ». Il est aussi à noter la présence d'inclusions aléatoires de diverses natures (Ni, Cr, Mn, Ti, Al,...) identifiées à l'aide d'un microscope électronique à balayage équipé d'une sonde E.D.S.X [149].

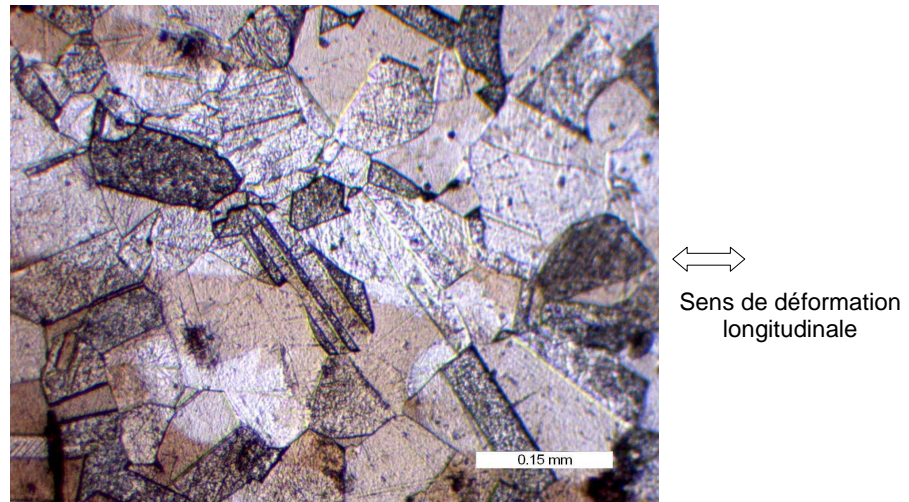


Figure 43: Acier 304L, après une attaque révélatrice des grains, observé au microscope optique

La Figure 43 permet de donner une estimation de la taille moyenne des grains observables, à l'aide d'une analyse statistique des intersections des grains et d'une grille de pas de 50 microns.

La Figure 44 suivante donne l'historgramme de la répartition des grains (% des grains) en fonction de leur taille dans le sens de laminage et dans le sens transverse. La première constatation est que la taille moyenne des grains n'est pas influencée par le laminage. Dans les deux cas, la répartition des grains montre une taille moyenne comprise entre 70 et 80 microns. De plus, 80% des grains ont une taille inférieure à 100 microns.

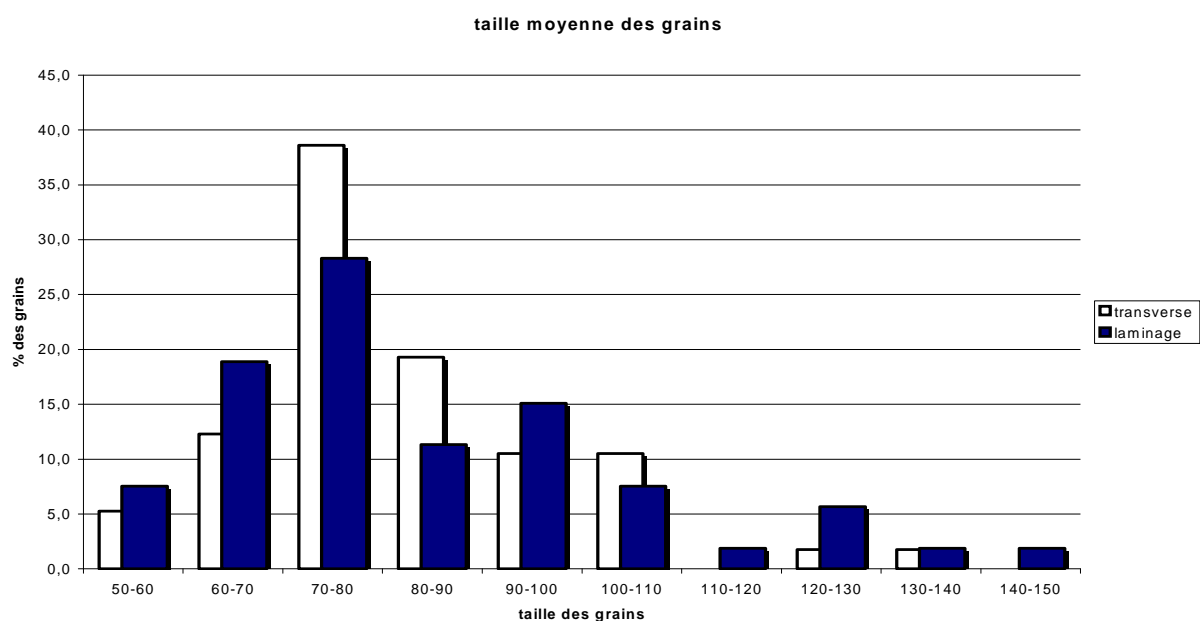


Figure 44: Estimation de la taille des grains pour l'acier 304L étudié, influence du laminage

La Figure 45 illustre l'aspect microstructural du 304L pré-déformé à 2% qui est très comparable à celui du matériau brut (Figure 43). Dans le matériau pré-déformé à 10% (Figure 46), on constate que la taille de grains est identique mais que dans certains grains, des lignes de glissement et des bandes de maillage peuvent être observées.

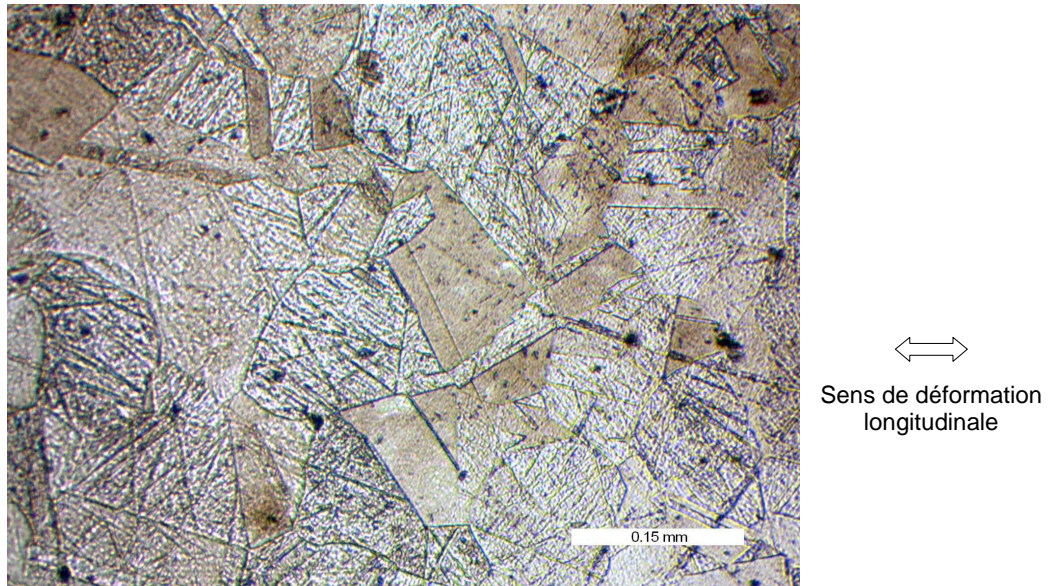


Figure 45: Acier 304L pré-déformé à 2%, après une attaque révélatrice des grains

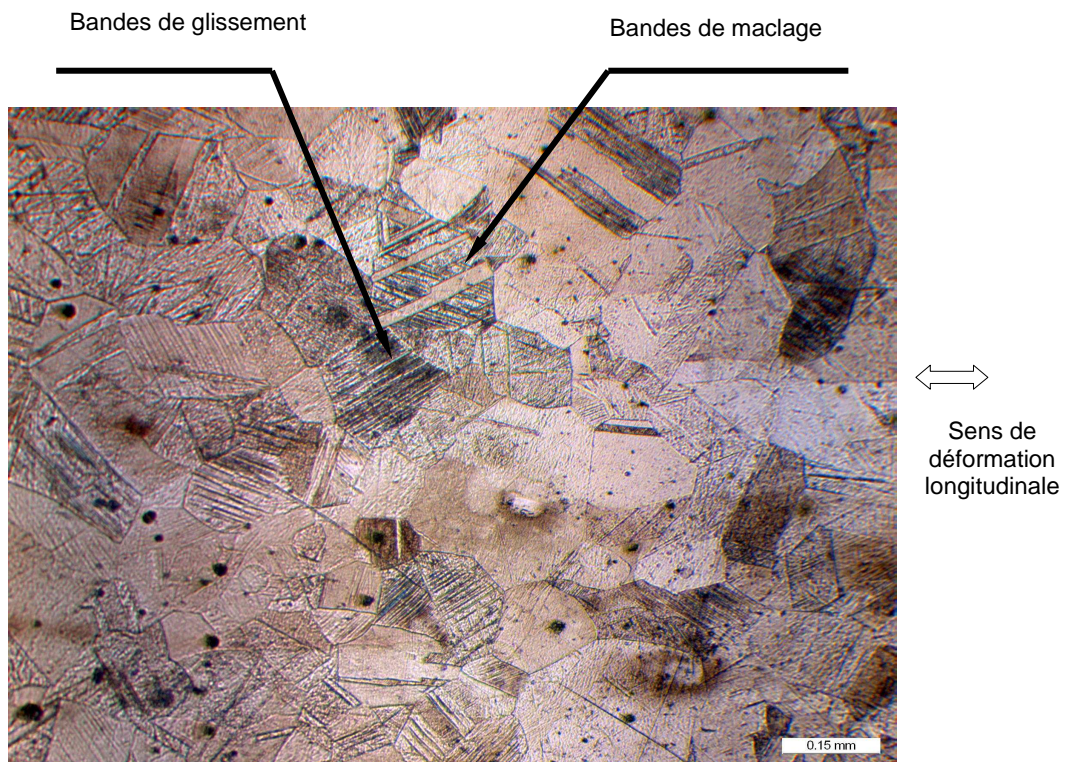


Figure 46: Acier 304L pré-déformé à 10%, après une attaque révélatrice des grains

II. COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE

Le but est de caractériser les propriétés mécaniques de cet acier inoxydable 304L pour identifier certains paramètres essentiels du comportement en traction. Pour ce faire, des éprouvettes cylindriques ont été prélevées longitudinalement dans la plaque 1212XB1. Les dimensions sont données en mm dans la Figure 47.

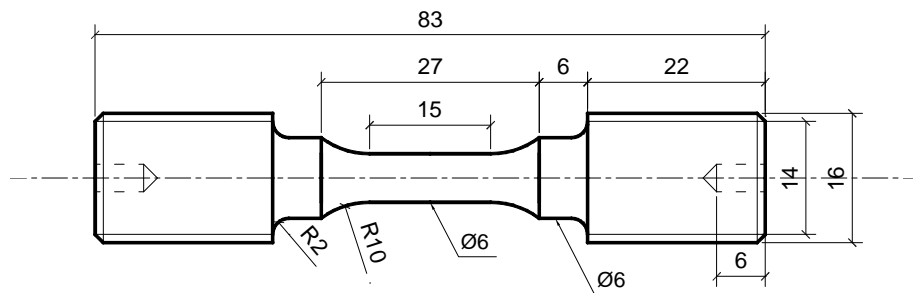


Figure 47: Eprouvettes cylindriques pour les essais de traction monotone

Quatre essais de traction monotone (TM-1, TM-2, TM-3 et TM-4) ont été effectués sur une machine INSTRON 1362 à l'air et à température ambiante avec une vitesse de traction de 1mm/min. Un extensomètre de base 12,5 mm a été placé sur la partie utile des éprouvettes pour acquérir en temps réel les valeurs de déformation longitudinale jusqu'à 30% (Figure 48).

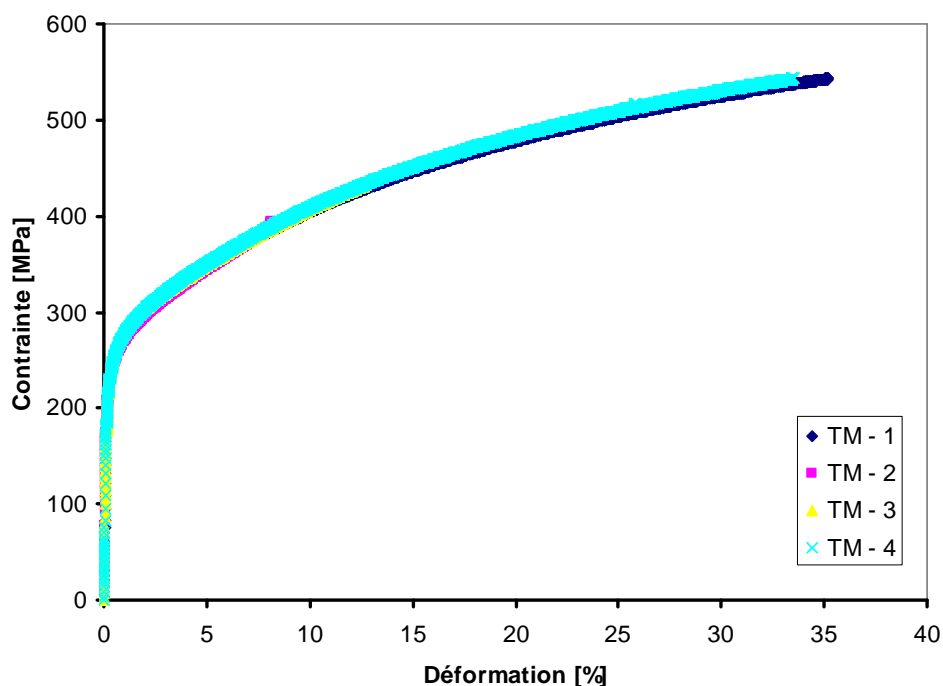


Figure 48: Courbes contrainte σ - déformation ϵ

On observe une très bonne reproductivité entre les quatre essais. Il est à noter que les quatre courbes ne représentent pas la totalité de l'essai de traction monotone jusqu'à rupture de l'éprouvette. En effet, la striction et la rupture se sont produites en dehors du domaine de mesure de l'extensomètre. La résistance à la rupture R_m n'a pas pu être mesurée pour ces essais. Pourtant, il est estimé que R_m est de l'ordre de 555 MPa, valeur caractéristique relevée dans la littérature [56].

Les paramètres mécaniques déduits de ces quatre essais, tels que la limite d'élasticité initiale σ_0 , le module d'Young E et la limite d'élasticité conventionnelle $R_{p0,2}$ sont données dans le Tableau 2.

Tableau 2: Valeurs de σ_0 , E , $R_{p0,2}$ et R_m

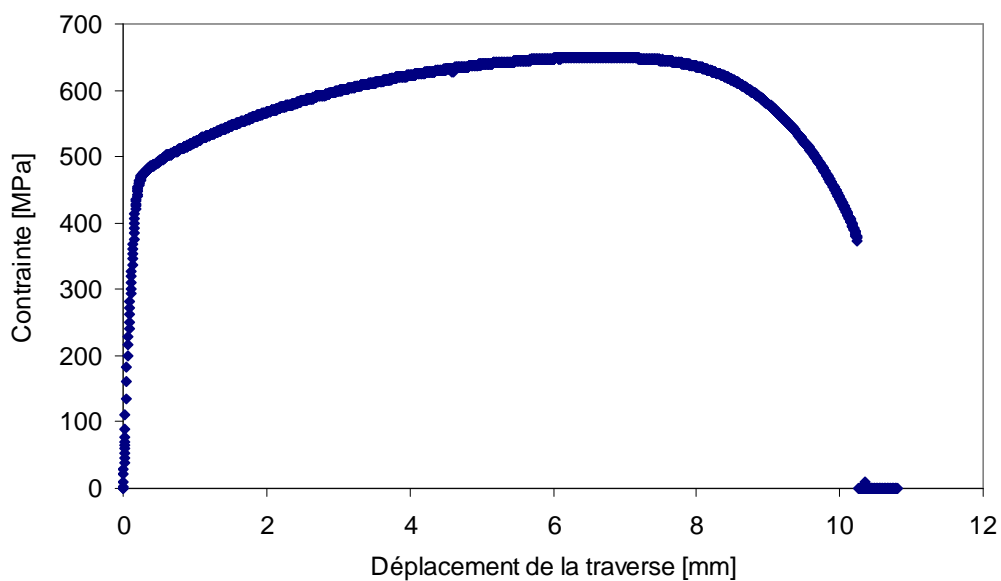
Essai	σ_0 (MPa)	E (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)
TM - 1	148	190930	235	
TM - 2	120	199700	241	
TM - 3	109	198470	228	
TM - 4	93	195320	236	
Valeur moyenne	117 ± 23	196100 ± 3912	235 ± 5	555

Les résultats sont en accord avec la littérature et des essais réalisés précédemment au laboratoire [149].

Un essai de traction monotone sur éprouvette pré-déformée a été effectué jusqu'à rupture. La pré-déformation longitudinale de 10% a été faite au préalable sur une éprouvette cylindrique (Figure 47) puis les contraintes ont été relâchées avant de réaliser un essai de traction monotone. Les valeurs caractéristiques de σ_0 , E , $R_{p0,2}$ et R_m pour l'éprouvette pré-déformée de 10% sont récapitulées dans le Tableau 3. On observe une augmentation de σ_0 , $R_{p0,2}$ et R_m , et une légère baisse en revanche de la valeur du module d'Young. La courbe contrainte-déformation en traction monotone sur l'éprouvette pré-déformée à 10% est donnée dans la Figure 49.

Tableau 3: Valeurs de σ_0 , E et $R_{p0,2}$ pour l'éprouvette pré-déformée à 10%

Essai	σ_0 (MPa)	E (MPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)
Traction sur éprouvette pré-déformée à 10%	182	181770	429	648
Traction sur éprouvette brute	117 ± 23	196100 ± 3912	235 ± 5	555

Figure 49: Courbes contrainte σ - déformation ϵ pour l'éprouvette pré-déformée à 10%

III. COMPORTEMENT CYCLIQUE

Les aciers inoxydables de type 304L sont connus pour leur ductilité et le comportement dans le domaine plastique qui en découle. Les études du comportement cyclique du matériau ont mis en évidence des effets Bauschinger et rochet très marqués, ainsi que des durcissements ou adoucissements cycliques.

Pour tenter une première approche des phénomènes de fatigue, il est intéressant d'étudier la réponse du matériau considéré en fatigue oligocyclique en traction – compression, chargement représentatif du comportement réel du matériau en pointe de fissure. Actuellement, on dispose de

deux lois cycliques appelées Loi 1 et Loi 2 et fournies successivement par EDF. Ces deux lois ont été réutilisées par Lesur [56]. La loi 2 a été utilisée par Kane [150]. Elles sont identifiées à partir d'essais de fatigue oligocyclique à faible amplitude de déformation totale imposée, soit de l'ordre de $\pm 0,3\%$. Pourtant, en première approche, nous avons été amenés à penser que la déformation en pointe de la fissure varie en fonction du chargement appliquée, pouvant entraîner une amplitude de déformation locale cyclique très importante. Dans cette optique, nous avons cherché à caractériser les lois de comportement cyclique pour des amplitudes de déformation importantes en faisant des essais de fatigue oligocyclique avec déformation imposée jusqu'à $\Delta\varepsilon = \pm 2,4\%$.

III.1. Essais de fatigue oligocyclique

La mise en place d'essais de fatigue oligocyclique à haut niveau de déformation imposée n'est pas triviale au niveau de la faisabilité. En effet, les éprouvettes risquent de flamber au cours du cyclage. L'intervention du flambement modifie considérablement le comportement propre de l'éprouvette. Pour éviter ce problème, nous avons entrepris différents calculs tridimensionnels simplifiés pour modéliser le phénomène de flambement sous ABAQUS avec une loi de comportement de traction monotone obtenue lors des essais TM-1 à TM-4 afin d'optimiser la géométrie à même de résister le mieux possible au flambement.

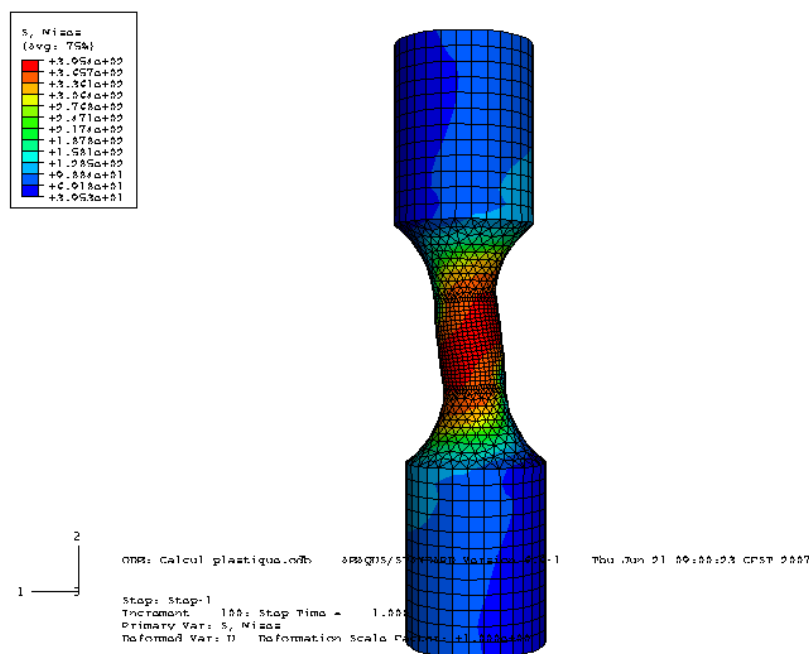


Figure 50: Modélisation du flambement sous Abaqus

Ces modélisations nous ont amenés finalement à des dimensions optimisées et bien adaptées aux machines d'essais disponibles au laboratoire (Figure 51). Avec ces dimensions, l'éprouvette peut résister jusqu'à 4% de déformation en compression.

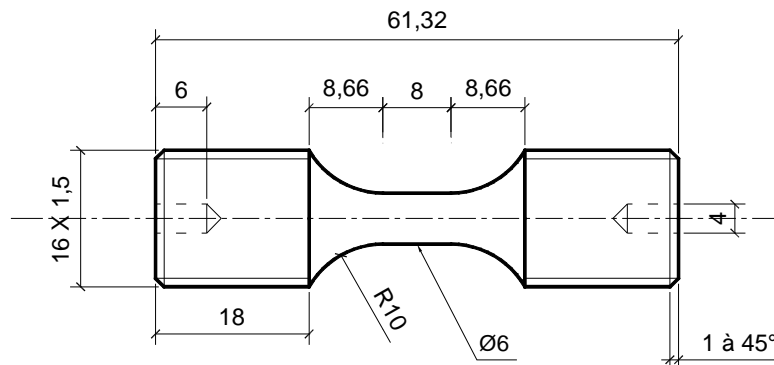


Figure 51: Epreuve pour les essais de fatigue oligocyclique

Des éprouvettes avec les dimensions indiquées ci-dessus ont été prélevées longitudinalement dans la plaque 1212XB1 d'épaisseur 30 mm. Les essais ont été réalisés sur une machine INSTRON 1362 à l'air et à température ambiante, en contrôle de déformation totale imposée à l'aide d'un extensomètre de base 7 mm fixé sur la partie utile de l'éprouvette. La mise en charge se fait par un signal triangulaire avec une vitesse de 0,2%/s et un rapport de charge $R = -1$ (Figure 52).

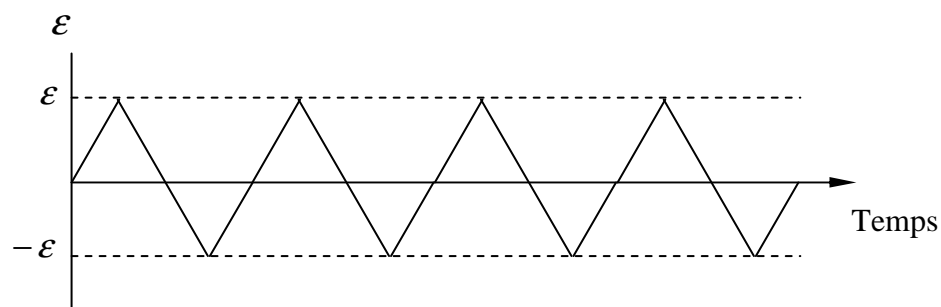


Figure 52: Allure du signal pour les essais de fatigue oligocyclique

Le Tableau 4 présente un récapitulatif des essais de fatigue oligocyclique. Les essais ont été stoppés à l'apparition du flambement ou suite à une chute de contrainte maximale après le régime de stabilisation, liée à l'amorçage d'une fissure.

Tableau 4: Récapitulatif des essais de fatigue oligocyclique réalisés

Notation	Amplitude	N cycles	Arrêt de l'essai
Fat 1	$\pm 1\%$	300	Fissure amorcée
Fat 1,2	$\pm 1,2\%$	350	Fissure amorcée
Fat 1,6	$\pm 1,6\%$	73	Flambement
Fat 1,8	$\pm 1,8\%$	200	Flambement
Fat 2	$\pm 2\%$	27	Flambement
Fat 2,4	$\pm 2,4\%$	62	Flambement

Des exemples de cinétiques de contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles sont donnés dans la Figure 53. On observe typiquement une consolidation cyclique importante lors des dix premiers cycles suivie par un palier de stabilisation des contraintes. Par ailleurs, les boucles d'hystérésis contraintes-déformations lors du cyclage (Figure 54) nous permettent d'étudier le mode d'érouissage du matériau. Ces boucles seront utilisées par la suite pour l'identification des paramètres d'érouissage.

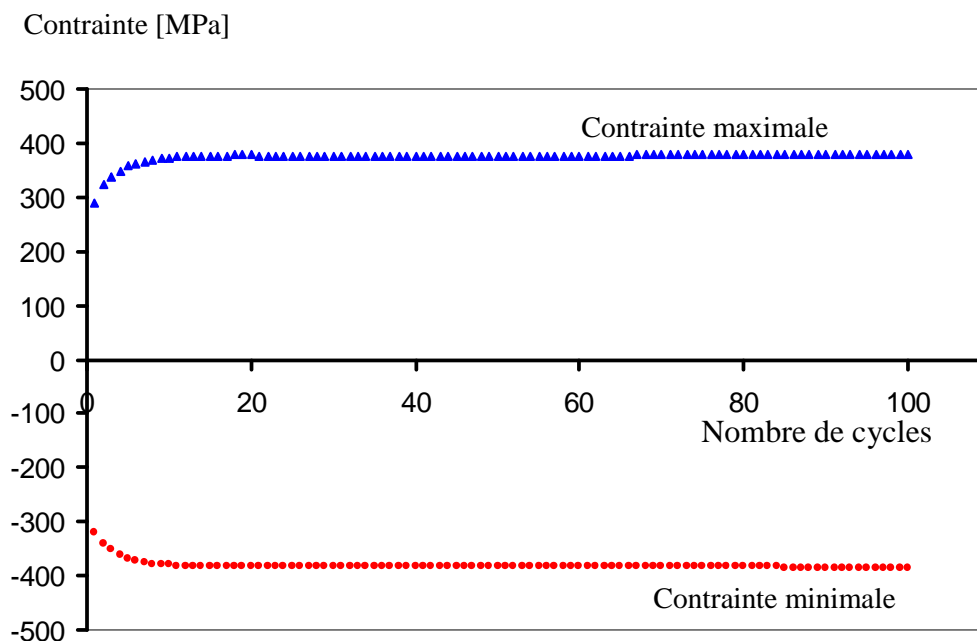


Figure 53: Exemple de cinétiques des contraintes maximale et minimale de l'essai de fatigue oligocyclique à $\Delta\varepsilon = \pm 1\%$

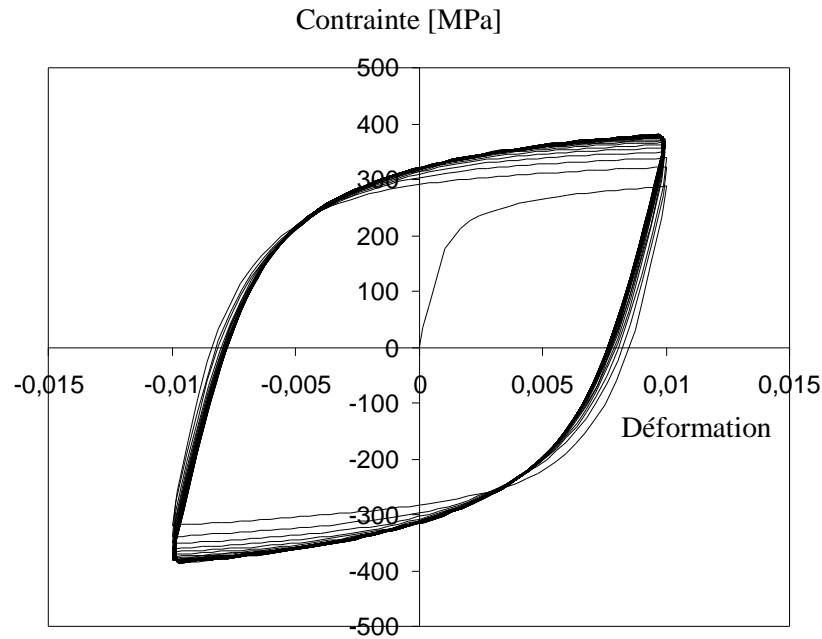


Figure 54: Exemple de boucles contraintes/déformations lors de l'essai de fatigue oligocyclique à $\Delta\varepsilon = \pm 1\%$

III.2. Modèle d'écrouissage cyclique

Cet acier inoxydable austénitique 304L présente des consolidations ou déconsolidations cycliques importantes et, surtout, ce matériau est remarqué par son effet Bauschinger [145]. Ces comportements peuvent être modélisés par un écrouissage isotrope traduisant la dilatation homothétique de la surface de charge et un écrouissage cinématique correspondant à la translation de la surface de charge au cours du chargement [21]. Il s'agit d'une loi d'écrouissage combiné dont la surface de charge est exprimée ci-dessous :

$$f = J_2(\sigma - \alpha) - R \leq 0 \quad (\text{Equ.II. 1})$$

R modélise la partie d'écrouissage isotrope non linéaire. Ici, R désigne l'évolution du rayon de la surface de charge en fonction de la déformation plastique cumulée p [21] :

$$R = Q(1 - \exp(-bp)) + \sigma_o \quad (\text{Equ.II. 2})$$

Q et b sont deux constantes caractéristiques du matériau

σ est le tenseur des contraintes et α est la partie d'écroûissage cinématique non linéaire indiquant la position actuelle de la surface de charge en fonction de la déformation plastique ε_p . L'expression de α pour des cycles en traction/compression s'exprime comme suit:

$$\alpha = \nu \frac{C}{D} + (\alpha_o - \nu \frac{C}{D}) (\exp(-\nu D (\varepsilon_p - \varepsilon_{po}))) \quad (\text{Equ.II. 3})$$

où $\nu = \pm 1$ selon le sens de l'écoulement

($\nu = 1$ si la charge augmente, $\nu = -1$ si la charge diminue)

α_o et ε_{po} désignent respectivement la position du centre de la surface de charge et la déformation plastique en début de chaque alternance.

$J_2(\sigma - \alpha)$ est la contrainte équivalente de Von Mises. Elle s'exprime par :

$$J_2(\sigma - \alpha) = \sqrt{\frac{3}{2} (S - \alpha^{dev}) : (S - \alpha^{dev})} \quad (\text{Equ.II. 4})$$

S et α^{dev} sont respectivement les déviateurs du tenseur de contrainte σ et de la variable tensorielle α tels que :

$$S = \sigma - \frac{1}{3} tr(\sigma) I \quad (\text{Equ.II. 5})$$

$$\alpha^{dev} = \alpha - \frac{1}{3} tr(\alpha) I \quad (\text{Equ.II. 6})$$

La Figure 55 montre graphiquement l'évolution de la surface de charge traduite par les deux écroûissages au cours du cyclage en traction - compression.

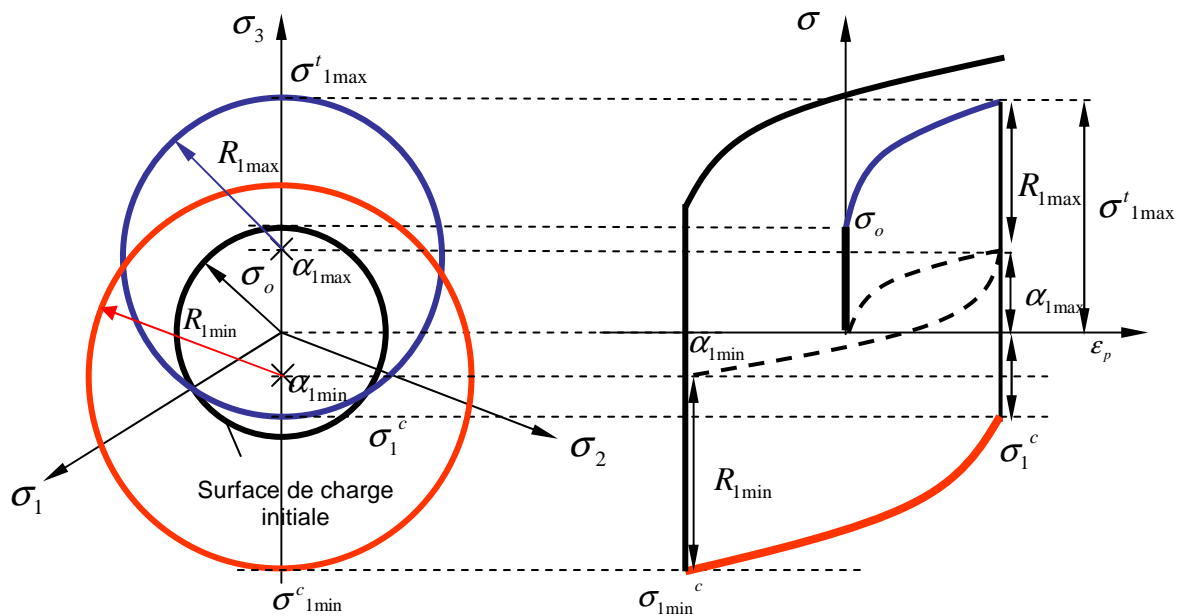


Figure 55: Représentation graphique du modèle d'érouissage cinématique et isotrope non linéaire en traction/compression à déformation imposée

III.3. Identification des paramètres du modèle

L'identification des coefficients caractéristiques du matériau, Q et b pour l'érouissage isotrope non linéaire, C et D pour l'érouissage cinématique non linéaire, se fait en traction – compression à partir des boucles d'hystérésis [29] :

- Q donne la valeur asymptotique correspondant au régime stabilisé
- b transcrit la rapidité de stabilisation
- C et D peuvent être identifiés à partir du premier cycle ou du cycle stabilisé

Le Tableau 5 récapitule tous les paramètres identifiés à partir des essais réalisés au laboratoire selon les différentes amplitudes de déformation en comparant avec ceux des Lois 1 et 2 fournies par EDF. On s'aperçoit qu'en tout cas, les paramètres des Lois 1 et 2 ne sont pas comparables à ceux identifiés dans la présente étude.

Tableau 5: Récapitulatif des paramètres identifiés lors des essais de fatigue oligocyclique réalisés à différentes amplitudes de déformation totale imposée

Essais/Lois	Amplitude (%)	Q (MPa)	b	C/D	C (MPa)	D
Fat 1	±1	87	9	176	52800	300
Fat 1,2	±1,2	90	7	220	44000	200
Fat 1,6	±1,6	150	5	200	36000	180
Fat 1,8	±1,8	195	1	260	52000	200
Fat 2	± 2	200	2,5	220	33000	150
Fat 2,4	± 2,4	300	1	240	36000	150
Loi 1	± 0,3	40	1,8	102	138000	1350
Loi 2	± 0,3	180	4	71	24000	335

Si on s'intéresse à l'évolution de ces paramètres en fonction du niveau de l'amplitude de déformation imposée, les résultats d'identification des paramètres nous montrent que Q et b ne sont pas constants mais évoluent en fonction de l'amplitude de déformation imposée. Q croît linéairement avec l'amplitude de déformation ce qui signifie que le niveau de stabilisation croît lui aussi avec l'amplitude de déformation (Figure 56). Par contre, b décroît linéairement (Figure 57) avec l'amplitude de déformation ce qui illustre des cinétiques différentes pour atteindre la stabilisation. Plus l'amplitude de déformation est importante, moins la stabilisation est rapide.

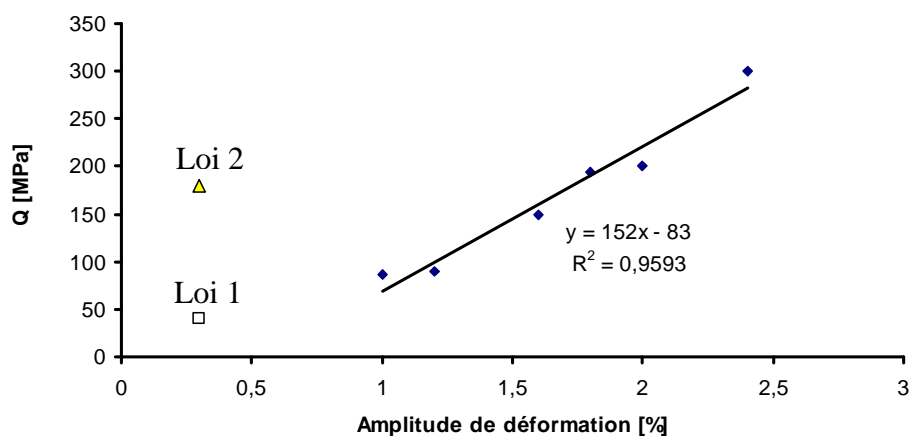


Figure 56: Evolution de Q en fonction de l'amplitude de déformation imposée

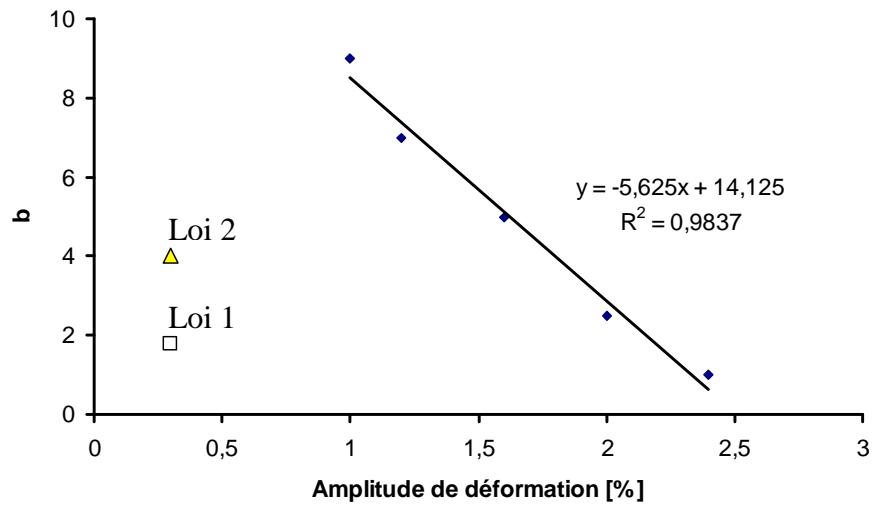


Figure 57: Evolution de b en fonction de l'amplitude de déformation imposée

D'autre part les évolutions de C et D sont tracées dans la Figure 58 et Figure 59. Malgré quelques fluctuations, C et D sont sensiblement constants. On retiendra les valeurs moyennes suivantes :

$$C_{\text{moy}} = 42300 \text{ MPa et } D_{\text{moy}} = 196$$

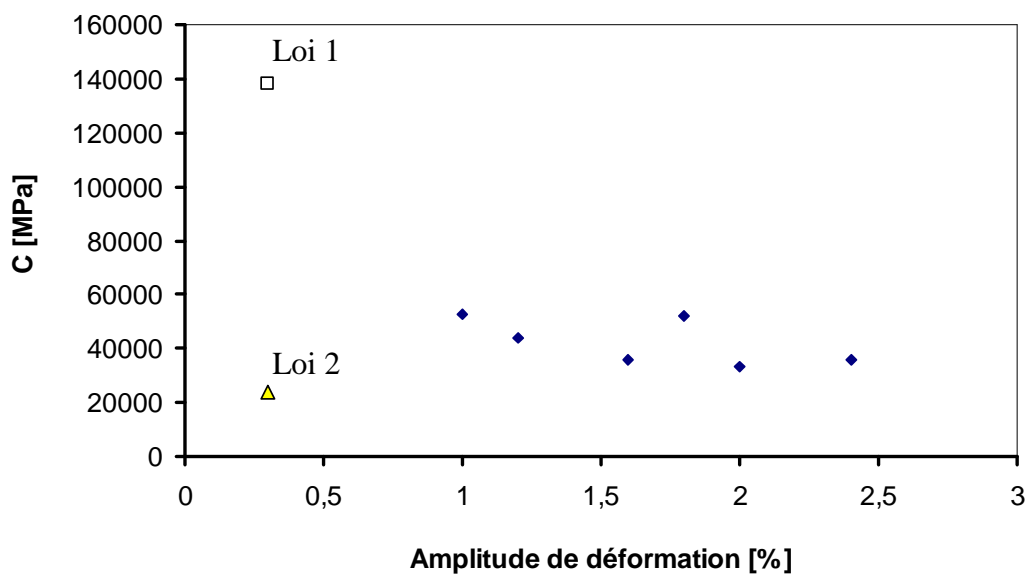


Figure 58: Evolution de C en fonction de l'amplitude de déformation imposée

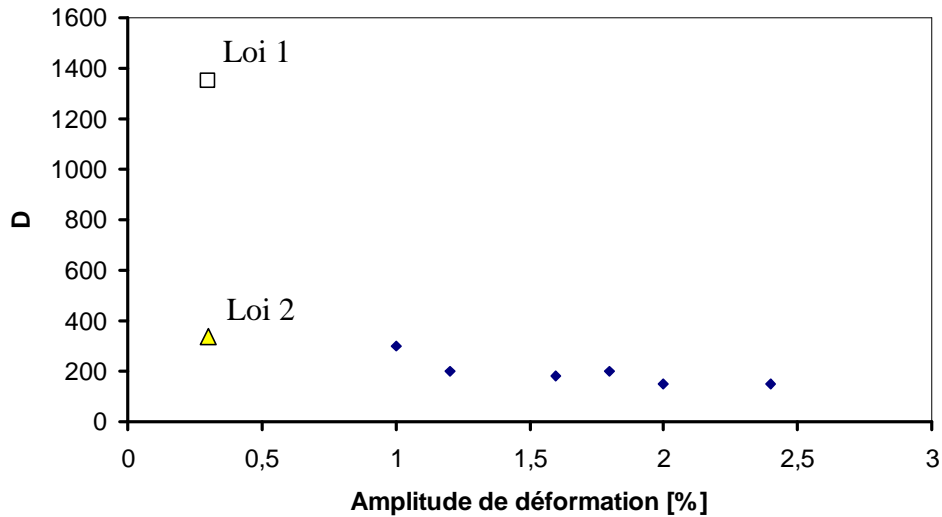


Figure 59: Evolution de D en fonction de l'amplitude de déformation imposée

La Figure 60 donne un exemple de comparaison essai/numérique des cinétiques des contraintes maximale et minimale lors de chaque cycle du chargement pour le cas de l'essai de fatigue oligocyclique à $\varepsilon = \pm 1\%$. On observe un très bon accord entre les essais et la simulation. Le modèle décrit de manière précise la consolidation cyclique au début des dix premiers cycles ainsi que le régime stabilisé.

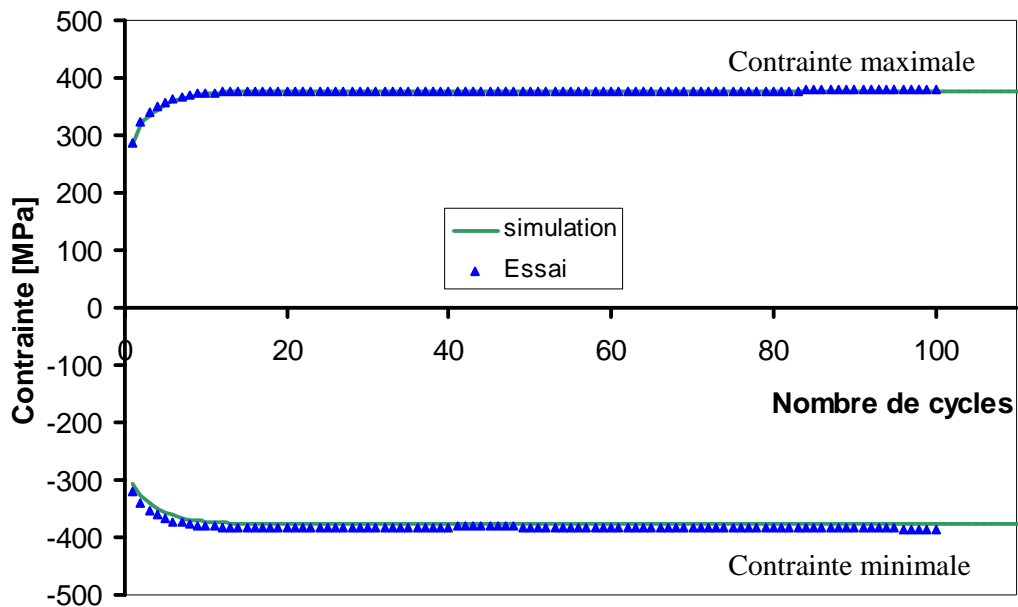


Figure 60: Exemple de comparaison des cinétiques des contraintes maximale et minimale en fonction du nombre de cycles entre l'essai et la simulation à $\Delta\varepsilon = \pm 1\%$

Un exemple de la Figure 61 montre les boucles d'hystérésis contrainte/déformation avec une comparaison expérimental/numérique. On observe là aussi un bon accord entre les boucles d'essai et le numérique.

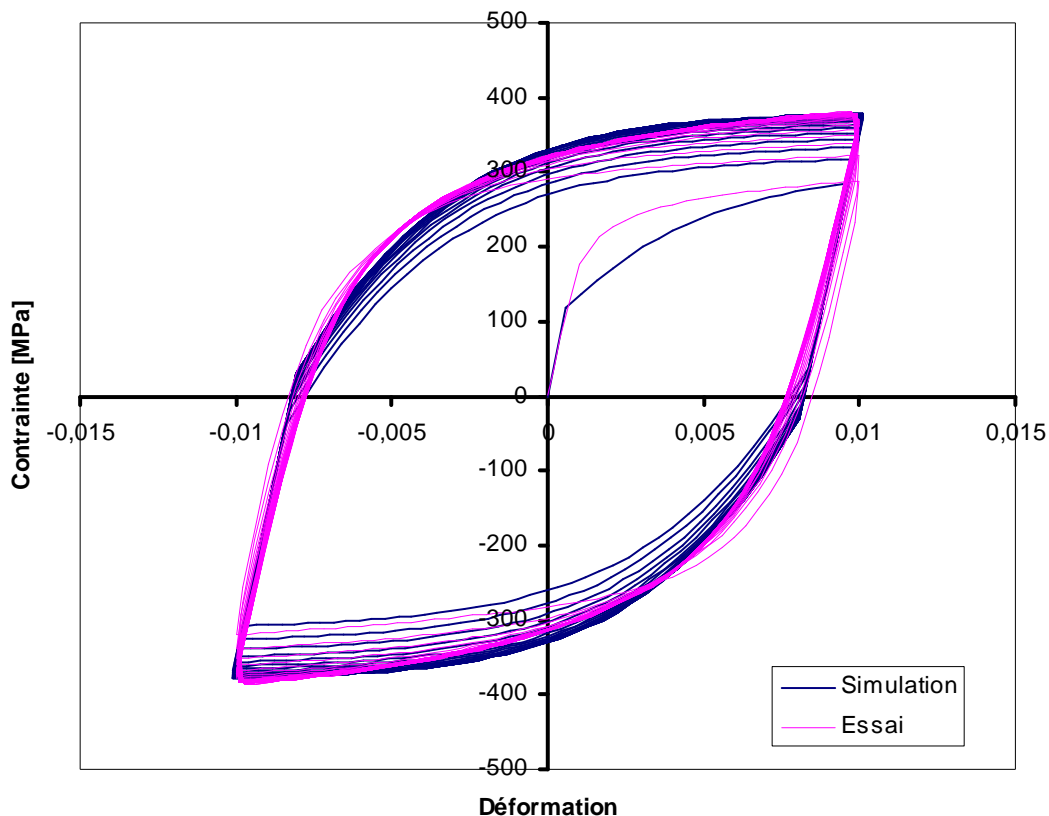


Figure 61: Exemple de comparaison des boucles d'hystérésis contrainte/déformation entre l'essai et la simulation à partir des coefficients identifiés lors de l'essai de fatigue à $\Delta\varepsilon=\pm 1\%$

IV. CONCLUSIONS

Cette partie retraçait la caractérisation du matériau de l'étude, l'acier inoxydable austénitique 304L.

L'observation au microscope optique des surfaces des éprouvettes après une attaque chimique a montré des microstructures très comparables pour les éprouvettes brutes ou les éprouvettes avec différents taux de pré-déformation (2% et 10%)

Les essais de traction ont fourni le module d'Young et la limite d'élasticité. L'érouissage subi par le matériau dans le cas d'un essai statique a été étudié. En ce qui concerne les sollicitations de fatigue qui sont l'objet principal de cette étude, le comportement du matériau pour différentes amplitudes de déformation a été caractérisé grâce aux essais de fatigue oligocyclique à déformation imposée avec un rapport de charge $R = -1$.

Le modèle de Chaboche décrit correctement le comportement du matériau par un érouissage isotrope non linéaire avec une loi exponentielle et un érouissage cinématique non linéaire. En principe, les coefficients du modèle sont constants, or ici ils varient en fonction de l'amplitude de déformation. Les paramètres identifiés actuellement se trouvent assez différents de ceux fournis initialement par EDF soit Loi 1 et Loi 2. Ce modèle de Chaboche est cependant limité à modéliser seulement le comportement de durcissement cyclique et pas l'adoucissement.

L'identification des paramètres de la loi de comportement permet d'introduire par la suite un modèle adéquat pour simuler numériquement la propagation d'une fissure en fatigue. Cette approche numérique sera un outil robuste pour caractériser le comportement de ce matériau en pointe de fissure.

Chapitre III

CONDITIONS EXPERIMENTALES

Conditions expérimentales

I. INTRODUCTION

Un premier volet d'expériences a porté sur les essais de propagation en fatigue d'une fissure longue dans le matériau considéré pour différentes conditions d'essai incluant les effets d'une pré-déformation, de l'environnement atmosphérique comparativement au vide et de l'effet de l'histoire du chargement. Un second volet a porté sur la propagation d'une fissure courte à l'air à température ambiante. Ces essais nécessitent différentes géométries d'éprouvettes bien adaptées. Les éprouvettes retenues sont de type SENT (Single Edge Notch Tension) et CT (Compact Tension)

II. EPROUVETTES

II.1. Eprouvettes SENT

Ce type d'éprouvette a été retenu pour permettre d'effectuer des essais de fissuration dans un domaine étendu de ΔK ($K_{\text{initial}} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour $R = 0,1$ et $\Delta K_{\text{initial}} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour $R = 0,7$). Surtout, cette géométrie autorise un pré-écrouissage par traction à différents taux, en l'occurrence de 2% à 10%.

Le dimensionnement des éprouvettes est adapté aux cas limites soit sans pré-déformation ou avec une pré-déformation de 10% afin de pouvoir effectuer des essais dans les conditions de chargement mentionnées ci-dessus et en se référant aux recommandations de la norme AFNOR A03-404 [151].

La démarche consiste à définir l'intervalle de longueurs de fissure pour lequel l'évaluation, en mécanique de la rupture élastique linéaire, du facteur d'intensité de contraintes est possible tout en tenant compte de la capacité de la machine utilisée soit 20 kN.

Les dimensions normalisées de l'éprouvette SENT sont indiquées dans la Figure 62

[151] :

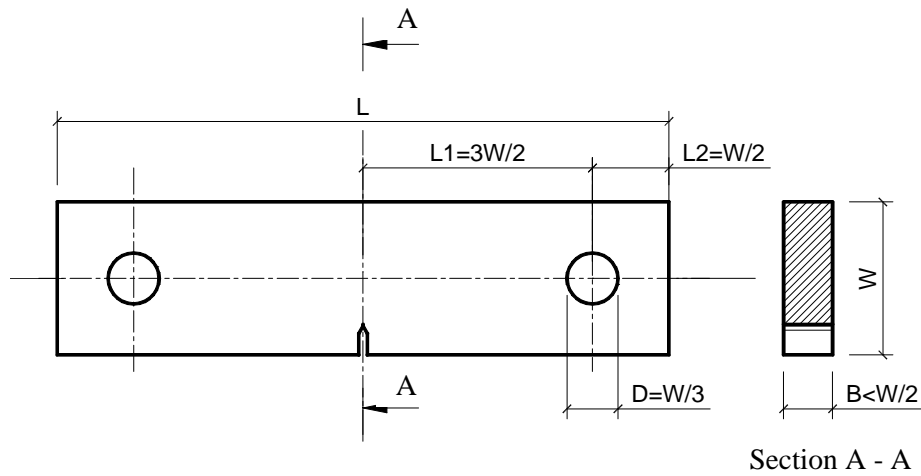


Figure 62: Epreuve de traction à entaille latérale (SENT)

Le facteur d'intensité de contraintes K est exprimé sous la forme [151] :

$$K = \frac{F \times Y}{B \sqrt{W}} \quad (\text{Equ.III. 1})$$

où F est le chargement appliqué ($F > 0$), B et W sont respectivement l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette. Y désigne le facteur de forme dépendant de la géométrie de l'éprouvette.

Pour une éprouvette SENT, Y s'exprime [151] par :

$$Y = 1,99\alpha^{1/2} - 0,41\alpha^{3/2} + 18,7\alpha^{5/2} - 38,48\alpha^{7/2} + 53,85\alpha^{9/2} \quad (\text{Equ.III. 2})$$

avec $0,2 \leq \alpha = \frac{a}{W} \leq 0,6$ où a est la longueur de la fissure

Pour que les résultats soient valides, il est nécessaire que les éprouvettes soient sollicitées dans le domaine d'élasticité du matériau pour toutes les valeurs de la charge appliquée.

Selon les recommandations AFNOR [151], le domaine de validité des résultats pour les éprouvettes SENT (amarrage trou - goupille) est tel que:

$$W - a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{\max}}{R_{ec}} \right)^2 \quad (\text{Equ.III. 3})$$

où R_{ec} est défini comme [151] :

$$\begin{aligned} - R_{ec} &= R_{p0,2} & \text{si } \frac{R_m}{R_{p0,2}} &\leq 1,3 \\ - R_{ec} &= \frac{R_{p0,2} + R_m}{2} & \text{si } \frac{R_m}{R_{p0,2}} &\geq 1,3 \end{aligned}$$

$R_{p0,2}$ et R_m sont, respectivement, la limite d'élasticité conventionnelle et la résistance à la rupture du matériau comme indiqués précédemment dans le Tableau 3. Les valeurs correspondantes de R_{ec} sont données dans le Tableau 6.

Tableau 6 : Valeurs de R_{ec} pour les éprouvettes brutes et pré-déformées

Eprouvettes	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$R_m/R_{p0,2}$	R_{ec} (MPa)
Brutes	235	555	2,36	406
Pré-déformées à 10%	429	648	1,51	538,5

Le Tableau 7 récapitule, pour $R = 0,1$ et $R = 0,7$, les dimensions optimales retenues et les domaines d'application correspondants, par exemple, la valeur finale de ΔK , ΔK_{final} et l'intervalle admissible de la propagation de la fissure, Δa .

Tableau 7 : Dimensions des éprouvettes SENT sur matériau brut et pré-déformé pour les conditions du chargement à $R=0,1$ et $R = 0,7$

Paramètres	$\Delta K_{\text{initial}} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}, R = 0,1$		$\Delta K_{\text{initial}} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}, R = 0,7$	
	brut	Pré-déformé à 10%	brut	Pré-déformé à 10%
W (mm)	45	45	45	45
B (mm)	3	3	3	3
L (mm)	180	180	180	180
L1 (mm)	67,5	67,5	67,5	67,5
L2 (mm)	22,5	22,5	22,5	22,5
D (mm)	15,00	15,00	15,00	15,00
a_{initial}/W	0,2	0,2	0,2	0,2
F max (kN)	12,990 < 20	12,990 < 20	19,485 < 20	19,485 < 20
Capacité de l'éprouvette				
$K_{\text{max final}}$	57	71	70	77
ΔK_{final}	51,3	64	21	23
$\Delta a = a_{\text{fin}} - a_{\text{initial}}$ (mm)	10,903	13,293	7,611	9,723

La géométrie correspondante des éprouvettes SENT sont détaillées dans la Figure 63. La géométrie de l'entaille est, quant à elle, donnée dans la Figure 64.

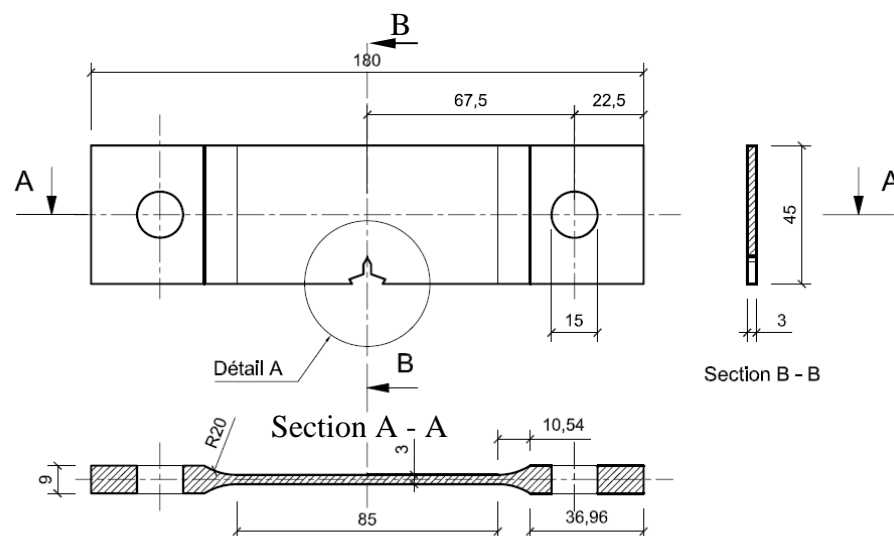


Figure 63: Géométrie de l'entaille traction à entaille latérale (SENT) pour les essais de fissuration

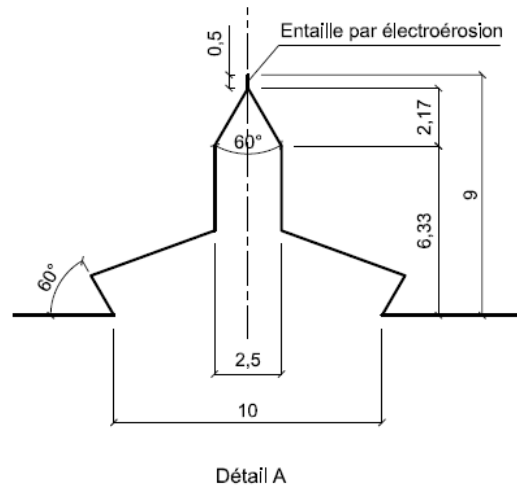


Figure 64: Entaille des éprouvettes SENT avec rainure de fixation d'un capteur d'ouverture

II.2. Eprouvettes CT

Pour les essais de fissuration conventionnels, des éprouvettes compactes normalisées de type CT-50 [151] d'épaisseur 10 mm ont été utilisées. Les dimensions en mm sont données dans la Figure 65.

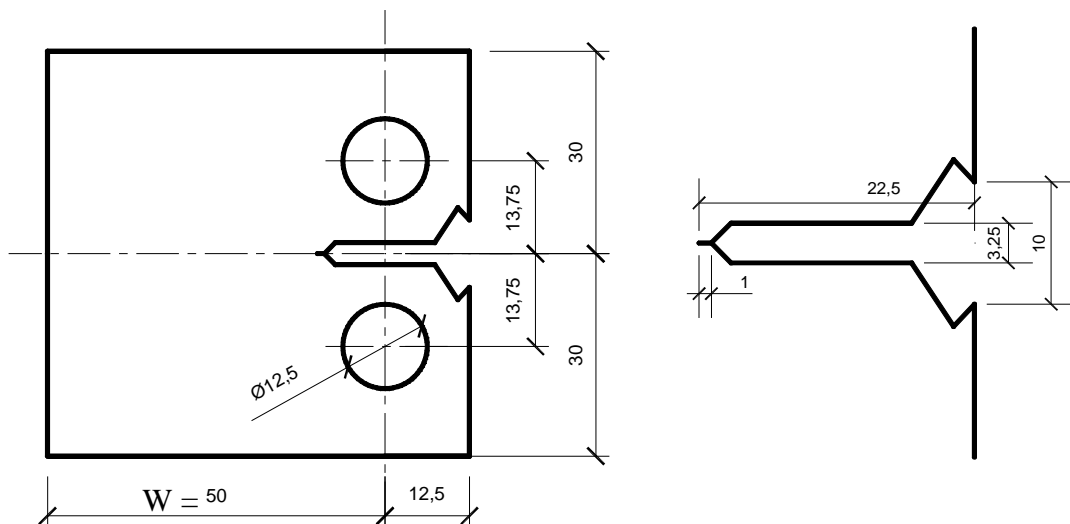


Figure 65: Eprouvette normalisée CT-50 (Compact Tension) d'épaisseur 10 mm

Le facteur d'intensité de contraintes K s'exprime sous la forme [151] :

$$K = \frac{F \times Y}{B \sqrt{W}} \quad (\text{Equ.III. 4})$$

avec le facteur de forme :

$$Y = \frac{(2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,31\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (\text{Equ.III. 5})$$

où $\alpha = a/W > 0,2$

III. MOYENS D'ESSAI DE FISSURATION

III.1. Sur éprouvettes SENT

Les essais de fissuration ont été réalisés pour chaque géométrie d'éprouvette sur une machine adaptée aux différentes conditions d'essais.

Les essais sur éprouvettes SENT ont ainsi été effectués sur une machine INSTRON 1251 d'une capacité de 25 kN en traction – compression (Figure 66) à charge imposée avec une fréquence de 20 Hz. Le suivi optique de la fissure a été réalisé à l'aide d'une loupe binoculaire placée devant l'éprouvette (Figure 67). Les mesures de longueur de la fissure ont été effectuées sur les deux faces de l'éprouvette puis moyennées. Ces mesures ont été réalisées pour des avancées de 0,1 à 0,15 mm.



Figure 66: Machine d'essais de fissuration INSTRON 1251



Figure 67: Dispositif de suivi optique des essais de fissuration sur éprouvettes SENT

III.2. Sur éprouvettes CT

Les essais de fissuration sur CT ont été réalisés sur une machine hydraulique INSTRON d'une capacité de 20 kN en chargement cyclique (Figure 68). Deux techniques complémentaires de suivi de la longueur de la fissure ont été utilisées permettant le pilotage automatique de l'essai par ordinateur.



Figure 68: Machine d'essais de fissuration INSTRON avec enceinte d'environnement

III.2.1. Suivi de la fissure par variation de complaisance

Ici, la longueur de la fissure est évaluée à partir de la mesure de la variation de complaisance associée à l'avancée de fissure. La relation entre la longueur relative de la fissure (a/W) et la variation de complaisance exprimée en quantité adimensionnelle ($\frac{EVB}{P}$) a été établie analytiquement à partir des données expérimentales sur les éprouvettes CT normalisées [152]:

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 U_x + C_2 U_x^2 + C_3 U_x^3 + C_4 U_x^4 + C_5 U_x^5 \quad (\text{Equ.III. 6})$$

$$\text{avec} \quad U_x = \left[\left(\frac{EVB}{P} \right)^{1/2} + 1 \right]^{-1} \quad \text{et} \quad 0,2 \leq \frac{a}{W} \leq 0,975$$

où E est le module d'Young, V est le déplacement des lèvres de la fissure, B est l'épaisseur de l'éprouvette et P est la charge appliquée.

C_0 , C_1 , C_2 , C_3 , C_4 , C_5 sont des constantes qui dépendent de la position (X/W) des points de mesure du déplacement des lèvres de la fissure (Figure 69). Les valeurs de ces constantes sont données dans le Tableau 8

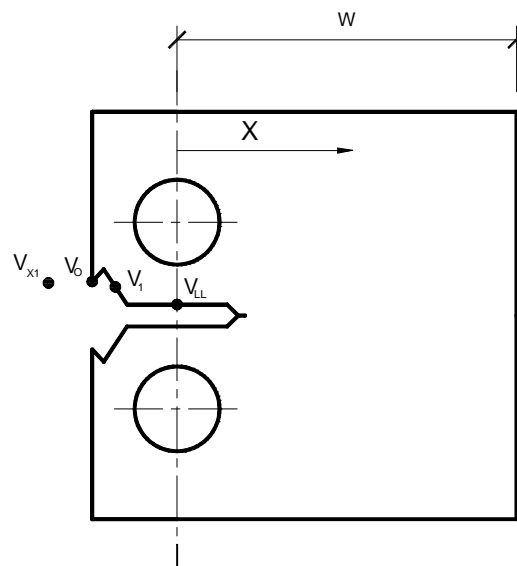


Figure 69: Position des points de mesure de variation de complaisance du suivi automatique de la fissure

Tableau 8: Valeurs de C_0 , C_1 , C_2 , C_3 , C_4 , C_5 correspondant aux différentes positions du point de mesure

Position	X/W	C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
V_{x1}	-0,345	1,0012	-4,9165	23,057	-323,91	1798,3	-3513,2
V_0	-0,250	1,0010	-4,6695	18,460	-236,82	1214,9	-2143,6
V_1	-0,1576	1,0008	-4,4473	15,400	-180,55	870,92	-1411,3
V_{LL}	0	1,0002	-4,0632	11,242	-106,04	464,33	-650,68

Dans la présente étude, seuls les déplacements des points V_0 ont été mesurés à l'aide d'un capteur COD (Crack Opening Displacement Gauge).

III.2.2. Suivi de la fissure par variation de potentiel

Une seconde technique de mesure de la longueur de la fissure consiste en une mesure de variation de potentiel telle que schématisée sur la Figure 70.

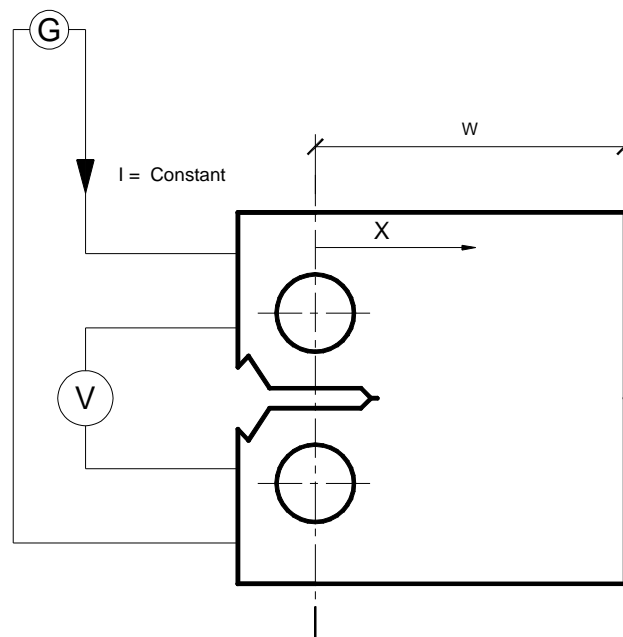


Figure 70: Schéma de la technique de la mesure de la longueur de fissure par variation de potentiel

Cette technique consiste à faire circuler un courant électrique dans une éprouvette isolée électriquement du reste de la machine. Lorsque la fissure avance, elle coupe progressivement les lignes de courant ce qui entraîne une variation du potentiel mesuré de

part et d'autre des deux lèvres de la fissure. Un étalonnage préalable permet d'établir la relation existant entre la tension électrique U et la longueur de fissure a [151] :

$$\frac{a}{W} = -3,6145 + 16,297 \left(\frac{U}{U_0} \right) - 28,982 \left(\frac{U}{U_0} \right)^2 + 25,731 \left(\frac{U}{U_0} \right)^3 - 10,995 \left(\frac{U}{U_0} \right)^4 + 1,815 \left(\frac{U}{U_0} \right)^5$$

(Equ.III. 7)

où $0,241 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7$

avec U tension mesurée pour une longueur de fissure a

U_0 tension de référence pour une longueur de fissure référence $a_0/W = 0,241$

W largeur utile de l'éprouvette

III.2.3. Validation de la mesure de longueur de fissure

Les longueurs de fissure mesurées par variation de la complaisance ou par variation de potentiel ont été confrontées à des mesures optiques ponctuelles réalisées en cours d'essai. Les valeurs obtenues par variation de potentiel (Figure 71) et par la variation de la complaisance (Figure 72) montrent un bon accord avec les mesures optiques. Ces résultats valident les deux techniques de mesure de la longueur de fissure.

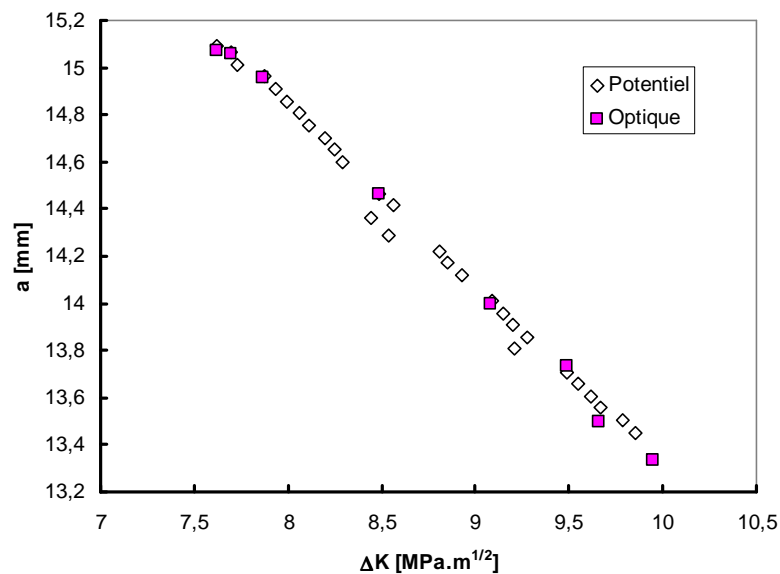


Figure 71: Comparaison des mesures de longueurs de fissure par suivi de potentiel avec les mesures optiques lors d'un essai à ΔK décroissant

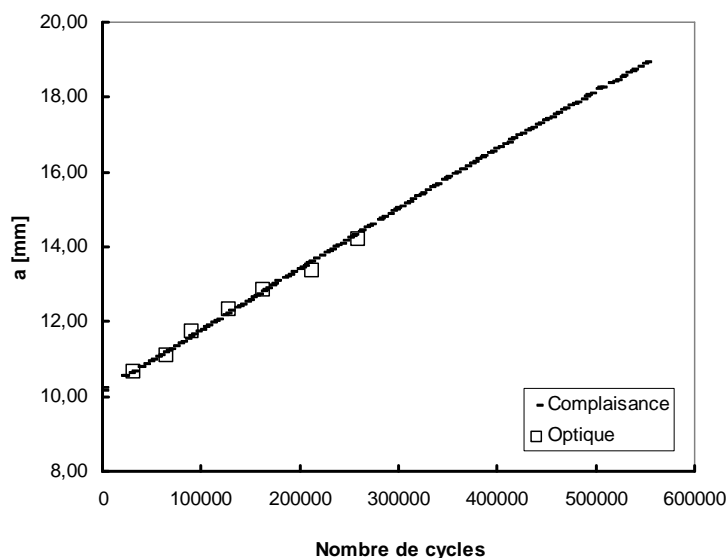


Figure 72: Comparaison des mesures de longueurs de fissure par suivi de variation de complaisance lors d'un essai à charge constante

IV. PROCEDURE EXPERIMENTALE POUR LES ESSAIS DE FISSURATION D'UNE FISSURE LONGUE

IV.1. Caractérisation d'une courbe de propagation

Les procédures expérimentales suivantes ont été retenues pour décrire un essai complet de fissuration pour caractériser la courbe de propagation d'une fissure par fatigue (Figure 73):

Etape 1 : Préfissuration à ΔK constant

Préfissuration d'une éprouvette à ΔK_1 constant pour créer une fissure vraie de taille adéquate et suffisamment droite ($a/W \approx 0,241$) [151]. L'intérêt de cette préfissuration à ΔK constant est d'éviter l'effet de gradient de sillage plastique sur la fissure. La valeur de ΔK_1 est choisie proche de celle du seuil ΔK_{th} mais suffisamment grande pour pouvoir amorcer la fissure. De plus, il est recommandé que la vitesse de propagation correspondante soit inférieure à 10^{-8} m/cycle [152]. La procédure pour maintenir l'amplitude ΔK constante consiste à diminuer l'amplitude du chargement appliqué ΔP au cours de l'avancée de la fissure. Ceci se fait par une technique automatisée et contrôlée par l'ordinateur.

Etape 2 : ΔK décroissant au seuil

La détermination de la courbe de propagation de fissure da/dN vs. ΔK dans le domaine du seuil est conduite selon les recommandations ASTM [152]. L'objectif est de minimiser progressivement la taille de la zone plastifiée en pointe en évitant un blocage de la propagation. Dans ce but, la diminution de l'amplitude de la charge appliquée ΔP est contrôlée automatiquement à l'aide de l'ordinateur de pilotage afin que la variation de ΔK respecte la relation suivante :

$$\Delta K = \Delta K_0 \times e^{C_g(a-a_0)} \quad (\text{Equ.III. 8})$$

où ΔK_0 et a_0 sont respectivement les valeurs initiales du facteur d'intensité de contraintes et de la longueur de la lors de l'essai à ΔK décroissant. C_g est une constante contrôlant la décroissance de ΔK en fonction de a . La valeur retenue, $C_g = -0,15$, se base sur des essais antérieurs [153, 154].

Etape 3 : ΔK croissant jusqu'à la rupture

Après l'obtention du seuil de propagation ($da/dN \approx 10^{-11}$ m/cycle), la propagation est conduite à ΔK croissant jusqu'à la rupture de l'éprouvette à partir d'une valeur ΔK_2 comprise entre ΔK_1 et ΔK_{th} au seuil,

- soit en opérant à amplitude ΔP constante, ΔK augmentant alors progressivement avec l'avancée de la fissure:

$$\Delta K = \frac{\Delta P \times Y}{B\sqrt{W}} \quad \text{avec } Y \text{ croissant avec } a/W$$

- soit par pilotage informatique selon la relation : $\Delta K = \Delta K_0 \times e^{C_g(a-a_0)}$ Avec $C_g = 0,15$

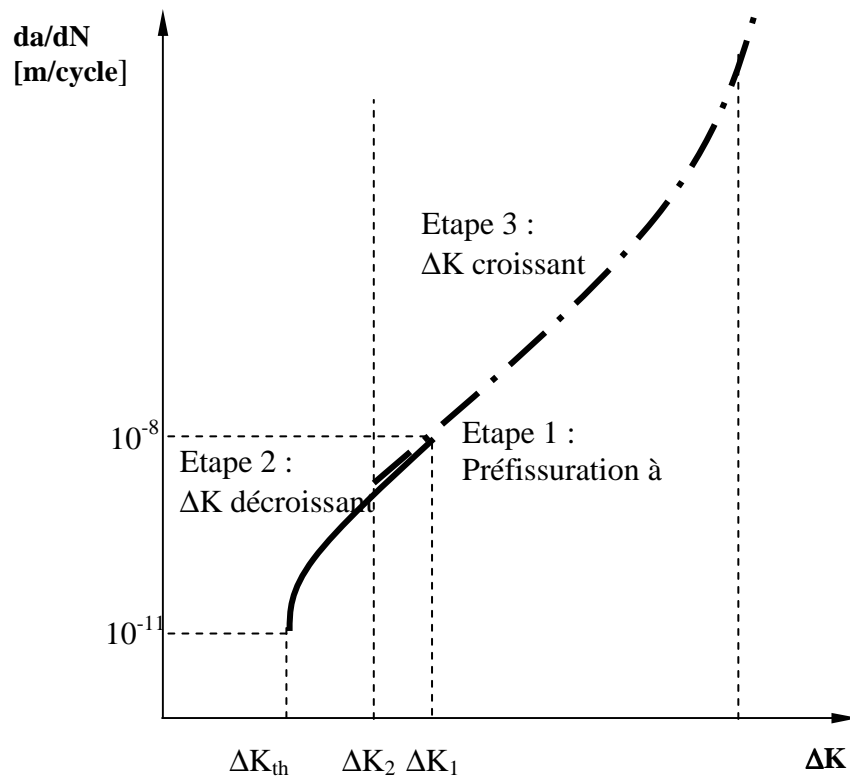


Figure 73: Schématisation des étapes de mise en charge pour un essai complet de fissuration

IV.2. Caractérisation de l'effet d'environnement : fissuration sous vide

Les essais de fissuration sous vide ont été réalisés sur les éprouvettes CT montées dans une enceinte fermée (Figure 74) qui permet de créer un milieu vide de $5 \cdot 10^{-6}$ mbar par une pompe turbo (Figure 75).

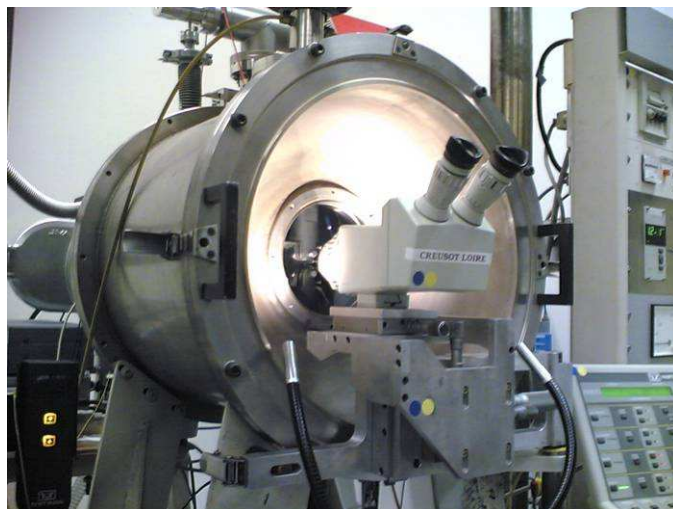


Figure 74: Machine de fatigue hydraulique INSTRON avec une enceinte

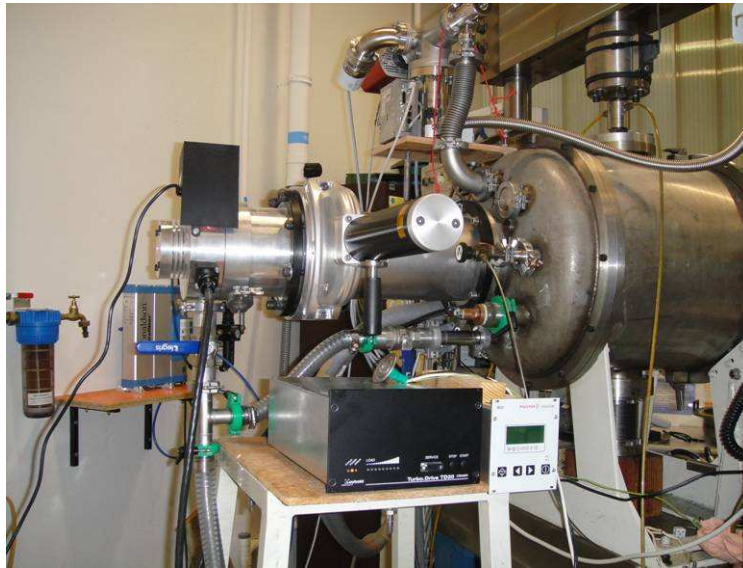


Figure 75: Pompe turbo pour les essais de fissuration sous vide

IV.3. Caractérisation de l'effet d'une pré-déformation à l'air

Des éprouvettes SENT ont été utilisées pour ce type d'essai de fissuration. Comme dit précédemment, la géométrie de type SENT est adaptée au pré-écrouissage. Toutefois pour obtenir des éprouvettes déformées ayant les dimensions normalisées comme indiquées dans la Figure 63, des ébauches ont été préalablement usinées avant pré-écrouissage. La Figure 76 montre les dimensions de ces ébauches qui sont légèrement plus grandes que celles retenues pour les éprouvettes SENT afin que l'épaisseur et la largeur, après diminution due à l'effet du pré-écrouissage, soient proches des celles des éprouvettes SENT finales.

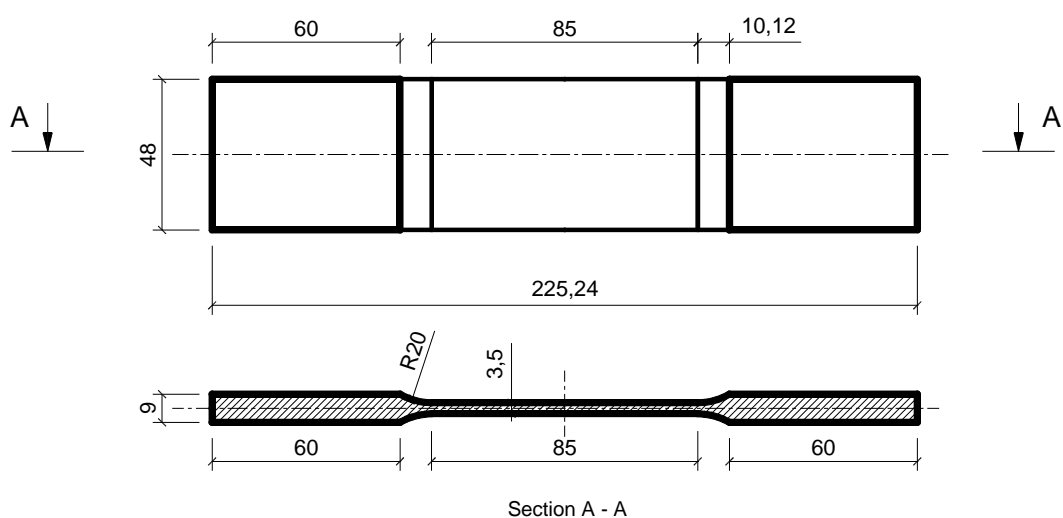


Figure 76: Ebauche pour le pré-écrouissage

Les ébauches sont prélevées selon le sens longitudinal de laminage de la tôle 1212XB1 comme montré dans la Figure 77.

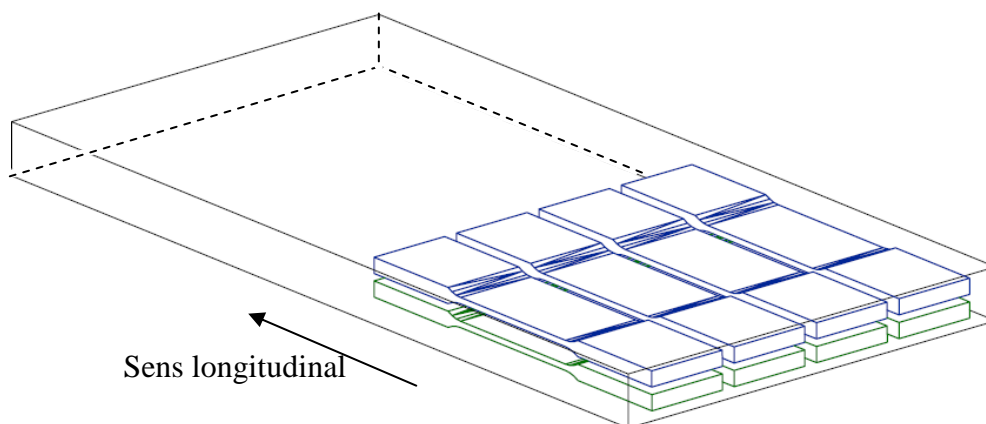


Figure 77: Prélèvement des ébauches dans la tôle 1212XB1 pour le pré-écrouissage

La pré-déformation longitudinale en traction monotone est effectuée à l'aide d'une machine hydraulique INSTRON 4505 d'une capacité de 100 kN équipée de mors hydrauliques (Figure 78). Le chargement a été appliqué en déplaçant la traverse à la vitesse de 1mm/min. La déformation longitudinale est mesurée par le déplacement des lames d'un extensomètre de base 25 mm positionné sur la partie utile de l'éprouvette.



Figure 78: Machine de traction INSTRON 4505

Afin de s'assurer de l'homogénéité des déformations dans la zone utile lors des essais de pré-écrouissage jusqu'à une déformation de 10%, le champ de déformation est révélé par la technique de granularité laser [155-157]. Cette technique consiste à projeter un mouchetis sur une éprouvette permettant d'obtenir des grains noirs et blancs d'un diamètre moyen de $30\ \mu\text{m}$. La surface de l'échantillon est éclairée en lumière blanche et les images sont stockées tout au long de l'essai grâce à un appareil photo numérique. La zone d'étude sur l'éprouvette couvre une surface d'environ $17 \times 22\ \text{mm}^2$. Cette zone est positionnée comme indiqué sur la Figure 79. Un exemple de cliché obtenu sur notre éprouvette est présenté sur la Figure 80.

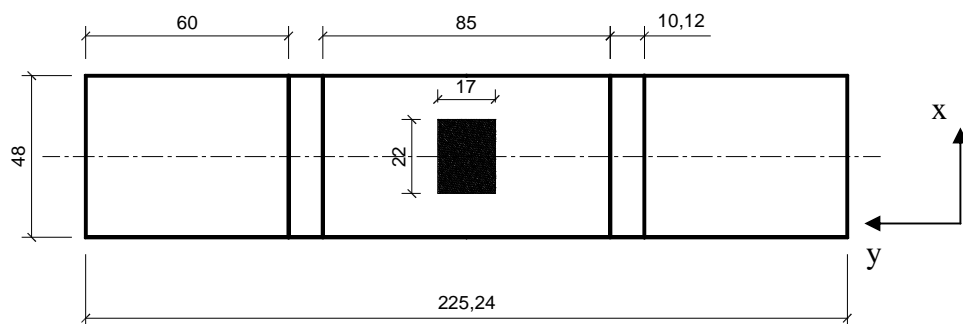


Figure 79: Zone étudiée sur ébauche pour la pré-déformation à 10%

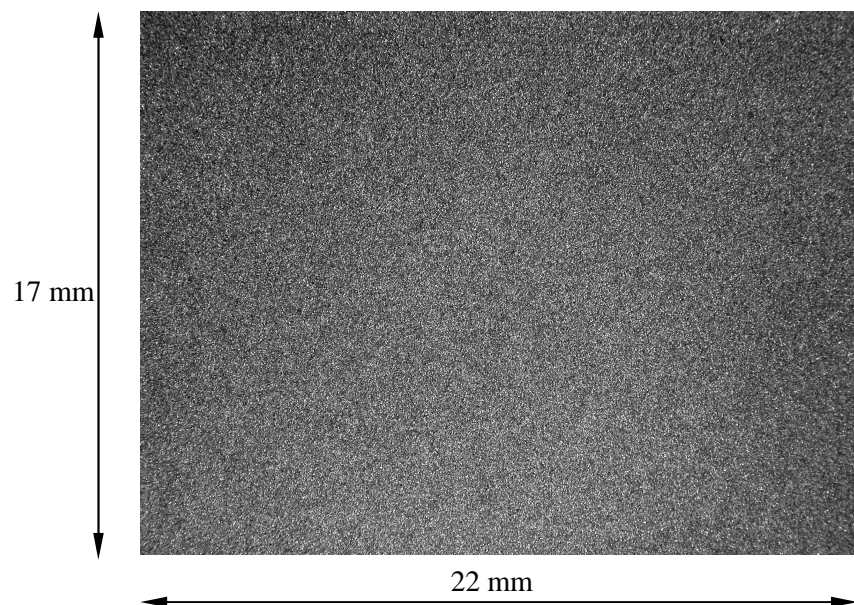


Figure 80: Exemple de cliché de la zone étudiée sur ébauche pour la pré-déformation à 10%

Sur les images obtenues, on choisit un ensemble de « points » où l'on souhaite faire une mesure. Chacun de ces « points » de mesure est une petite surface de l'image de 100×100 pixels² (soit 1×1 mm²) contenant un nombre suffisant de motifs aléatoires pour être unique dans le champ de l'image. Ainsi, lors de la corrélation entre deux images, chaque « point » va fournir la valeur du vecteur déplacement obtenu par interpolation parabolique de la fonction de corrélation. Le vecteur déplacement est défini par sa direction, son sens et sa norme. Il est la somme de deux composantes : le déplacement d'ensemble de la pièce et le déplacement dû à la différence de chargement entre les deux images. La composante liée au déplacement d'ensemble disparaît par dérivation lorsque les déformations sont calculées.

Les champs de déformations (ϵ_{xx} , ϵ_{yy} , ϵ_{xy} et $\epsilon_{\text{vonMises}}$) sont obtenus en utilisant les modules de dérivation du code de calcul par éléments finis ABAQUS.

La Figure 81 montre le champ de déformations ϵ_{22} dans la direction de traction. En dépit d'une légère hétérogénéité très locale, on vérifie bien que les déformations sont globalement constantes et égale à 10% sur la zone étudiée.

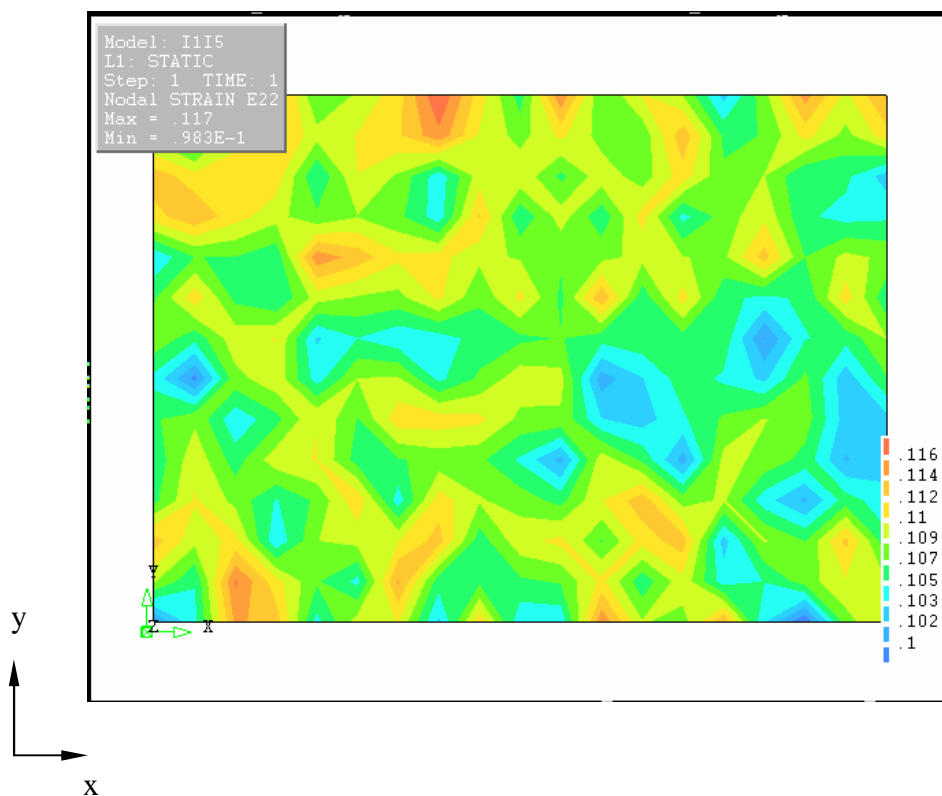


Figure 81: Champs de déformation ϵ_{yy} suivant l'axe de traction

La Figure 82 montre les dimensions des éprouvettes SENT re-usinées par électroérosion à partir des ébauches pré-déformées. Toutes les éprouvettes sont polies mécaniquement dans leur partie utile pour permettre le suivi optique de la fissure en cours d'essai.

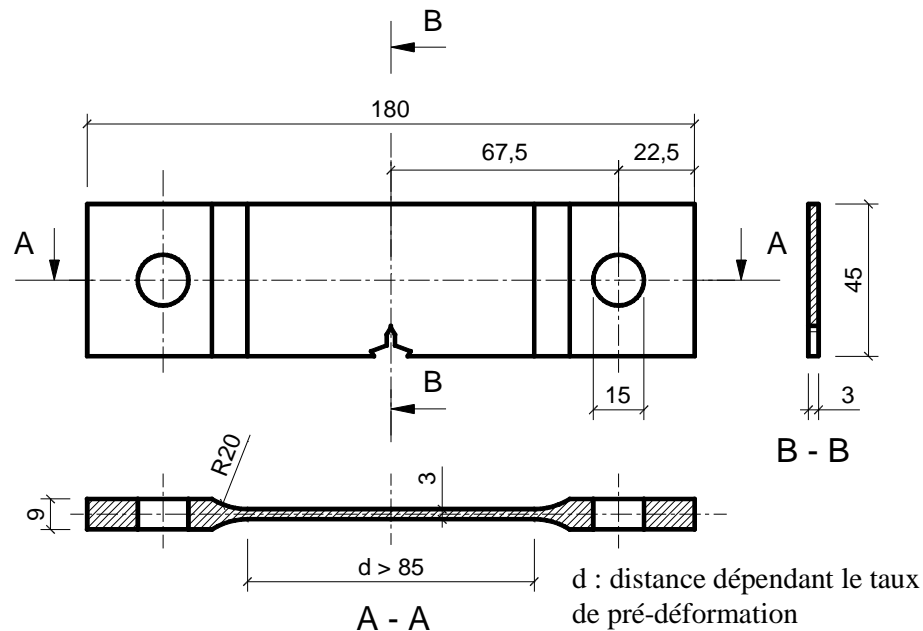


Figure 82: Eprouvette SENT pré-déformée obtenue par re-usinage de l'ébauche

IV.4. Caractérisation de l'effet d'histoire du chargement à l'air

L'existence de l'effet d'une pré-déformation sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue conduit à s'interroger sur l'influence éventuelle de l'histoire du chargement pouvant induire des surcharge ou sous charges comparativement au niveau de charge considérée. Afin d'examiner l'influence possible de l'histoire du chargement, les essais suivants ont été conduits, pour un rapport de charge $R = 0,1$, avec détection systématique de la contribution de la fermeture sur des éprouvettes CT-50 :

- **Propagation de fissure à ΔK constant** : essais à différentes amplitudes constantes de ΔK jusqu'à l'obtention d'une longueur de fissure correspondant à $a/W \approx 0,4$. La procédure pour maintenir ΔK constant consiste à diminuer l'amplitude du chargement appliqué ΔP au cours de l'avancée de la fissure contrôlée par l'ordinateur.

- **Propagation de fissure à ΔK décroissant** : après une préfissuration avec une amplitude constante de $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ jusqu'à l'obtention d'une longueur de fissure correspondant à $a/W \approx 0,4$, la propagation est effectuée en imposant par pilotage informatique une décroissance de ΔK jusqu'à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ telle que :

$$\Delta K = \Delta K_o \times e^{C_g(a-a_o)} \text{ avec } C_g = -0,15$$

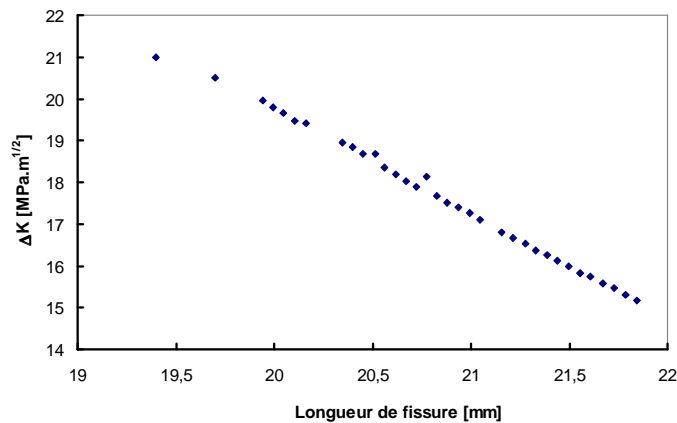


Figure 83: Chargement à ΔK décroissant de 21 à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en fonction de la longueur de fissure

- **Propagation de fissure à ΔK croissant** : après une préfissuration préalable à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ jusqu'à une longueur de fissure correspondant à $a/W \approx 0,4$, la propagation est effectuée à une amplitude de ΔK croissante allant progressivement de 15 à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 84) en imposant par pilotage la même loi :

$$\Delta K = \Delta K_o \times e^{C_g(a-a_o)} \text{ mais avec } C_g = 0,15$$

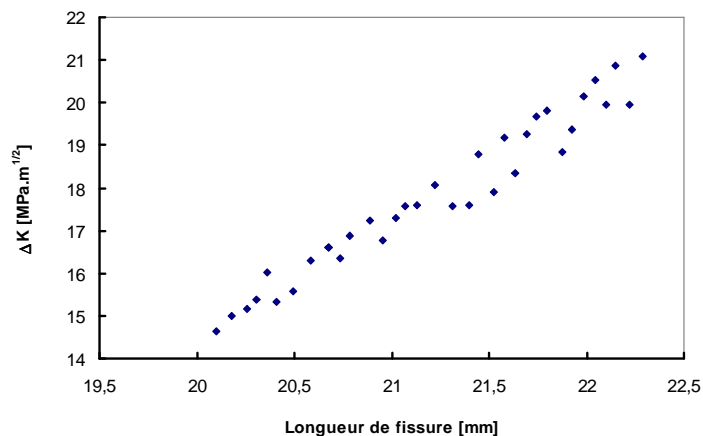


Figure 84: Chargement à ΔK croissant de 15 à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en fonction de la longueur de fissure

- **Propagation de fissure avec un changement d'amplitude de type séquence « Low-High »** : après une propagation avec un ΔK constant de 15 MPa \sqrt{m} , l'amplitude de ΔK est augmentée abruptement à 21 MPa \sqrt{m} (Figure 85), le rapport de charge demeurant inchangé et égale à $R = 0,1$.

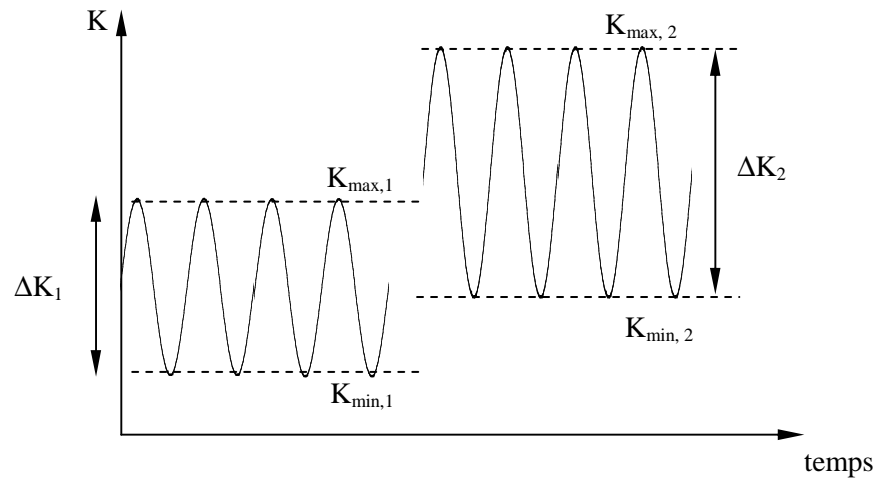


Figure 85: Schématisation du mode de mise en charge Low-High ($\Delta K_1 < \Delta K_2$)

- **Propagation de fissure avec un changement d'amplitude de type séquence « High-Low »** : ΔK passant abruptement de 21 à 15 MPa \sqrt{m} (Figure 86).

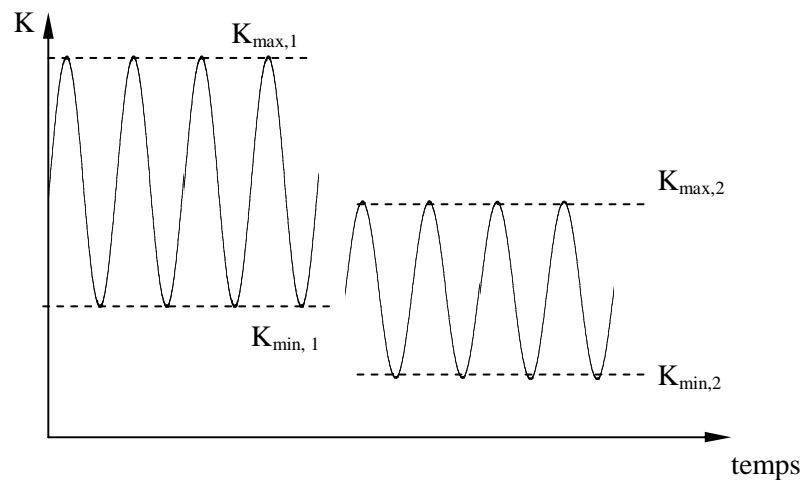


Figure 86: Schématisation du mode de mise en charge High-Low ($\Delta K_1 > \Delta K_2$)

V. PROCEDURE EXPERIMENTALE DE PROPAGATION D'UNE FISSURE COURTE

La préfissuration a été effectuée au préalable sur des éprouvettes CT-50 jusqu'à une fissure de longueur correspondant à $a/W \approx 0,5$ avec un chargement à ΔK constant avec un rapport de charge $R = 0,1$ et à une fréquence de 20 Hz. Cette préfissuration à ΔK constant crée une zone de sillage plastique uniforme tout au long de la fissure [18, 57, 93] (Figure 87).

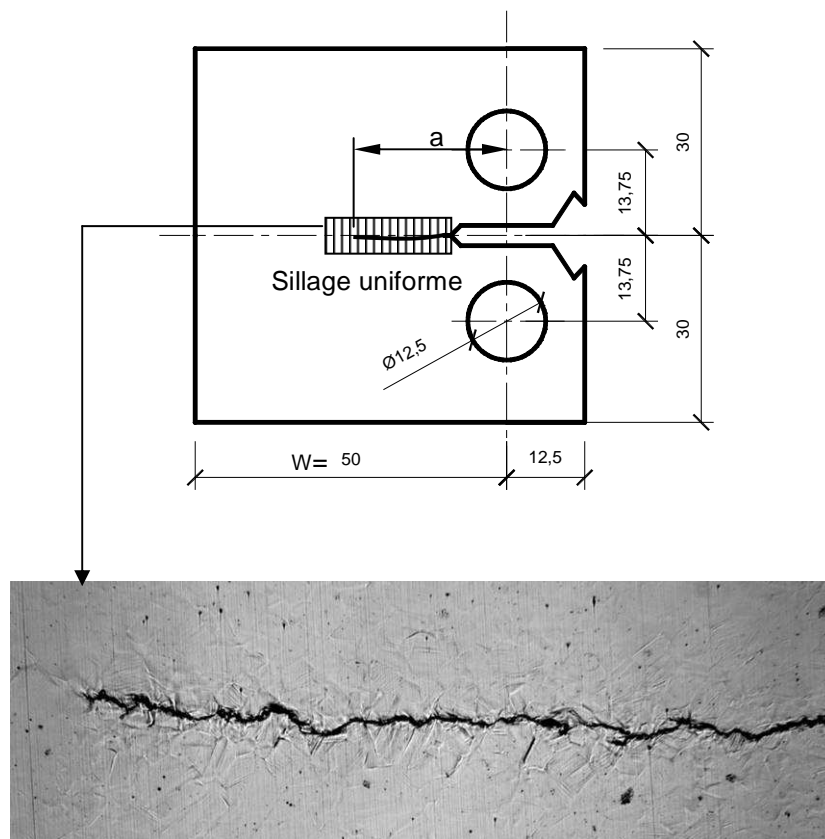


Figure 87: Préfissuration à ΔK constant pour construire un sillage plastique uniforme

Dès que le sillage uniforme a été construit, une procédure d'usinages progressifs (M_1, M_2, \dots, M_i) du sillage plastifié de la fissure a été effectuée par électroérosion. Après une quinzaine d'usinages successifs, nous avons obtenu différentes longueurs résiduelles variant entre 10 mm et 0,1 mm (Figure 88). La fermeture a été mesurée à chaque étape de la procédure. Ces opérations expérimentales ont été proposées par Mc. Evily [59], Suresh et Ritchie [57], Pineau [78], Petit et Zegloul [77].

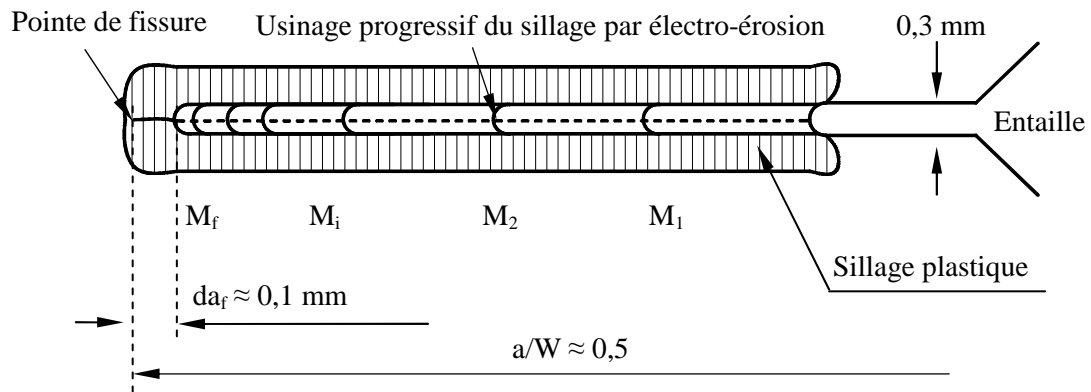


Figure 88: Usinage progressif du sillage plastique

Après avoir obtenu une fissure courte de 0,1 mm suite aux usinages progressifs, la propagation de cette fissure courte 2D est reprise en effectuant de nouveau des mesures de la fermeture pour chaque avancée de la fissure de l'ordre de 0,15 mm jusqu'à une fissure longue d'environ 4 mm (Figure 89).

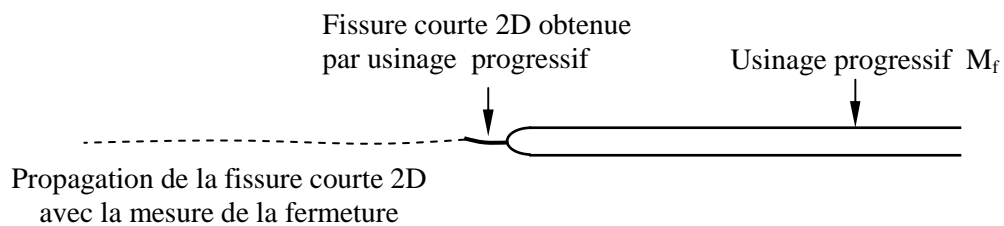


Figure 89: Propagation de la fissure courte 2D obtenue après la procédure des usinages progressifs

Ces essais, avec des usinages progressifs suivis d'une propagation de la fissure courte 2D ainsi créée, ont été conduits pour six niveaux constants de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK , à savoir 4,5 MPa \sqrt{m} , 6 MPa \sqrt{m} , 8 MPa \sqrt{m} , 12 MPa \sqrt{m} , 15 MPa \sqrt{m} et 18 MPa \sqrt{m} .

Chapitre IV

DETERMINATION EXPERIMENTALE DE LA FERMETURE DE FISSURE

Détermination expérimentale de la fermeture de fissure

I. MESURE DE LA FERMETURE PAR VARIATION DE COMPLAISANCE

La prise en compte de la fermeture est généralement réalisée en venant mesurer la variation de la complaisance sur un graphe reliant la charge appliquée P soit à δ qui est le déplacement entre les lèvres de la fissure mesuré à l'aide d'un capteur COD soit à la déformation élastique ε de la structure en face arrière donnée par une jauge (Figure 90).

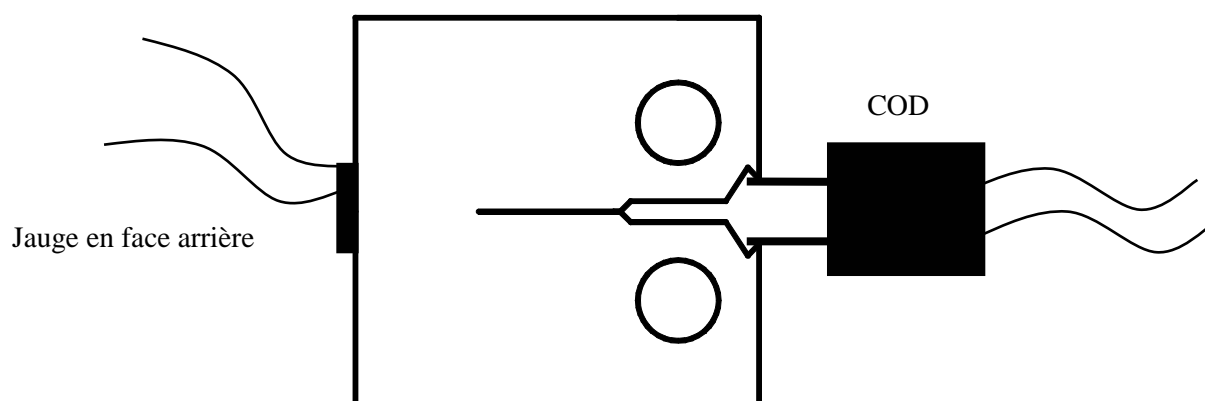


Figure 90: Schématisation du montage associé à la mesure de la complaisance sur une éprouvette CT à l'aide du capteur COD ou d'une jauge en face arrière

En effet, sur les courbes de variation de la complaisance données par le capteur COD ou la jauge de déformation en face arrière, l'apparition de la fermeture est alors mise en évidence par une perte de linéarité du signal [87]. Les charges à l'ouverture P_{op} et à la fermeture P_{cl} peuvent ainsi être respectivement identifiées à partir de la montée et la descente du cycle, tout comme les facteurs d'intensité de contraintes K_{op} ou K_{cl} correspondants (Figure 91).

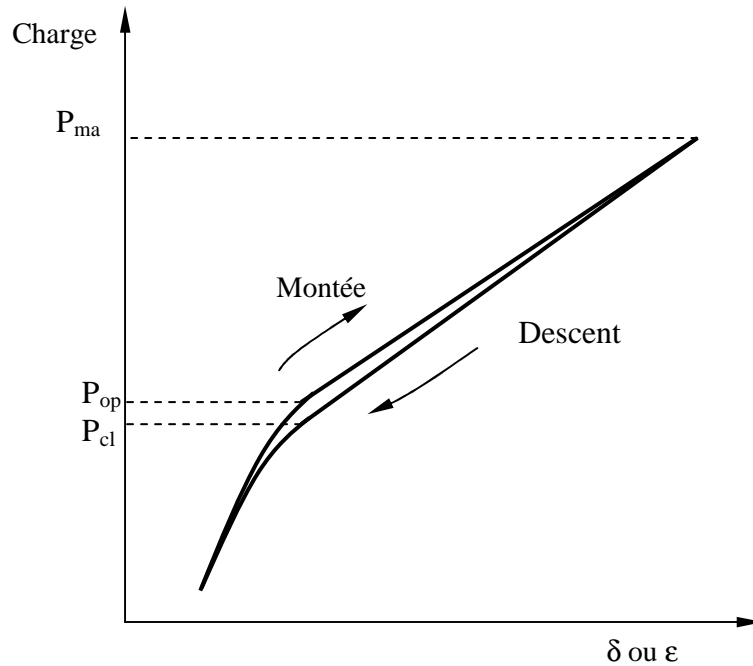


Figure 91: Schématisation de la courbe de complaisance pendant un cycle de chargement

Comme décrit dans la bibliographie, Il est supposé que la fissure se propage uniquement quand elle est ouverte. On rappelle que l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes effective ΔK_{eff} est donnée par [87]:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (\text{Equ.IV. 1})$$

avec l'expression suivante du taux d'ouverture suivante :

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} \quad (\text{Equ.IV. 2})$$

La mesure de la fermeture consiste donc à détecter la valeur de P_{op} sur la courbe de complaisance (P en fonction de δ).

II. LIMITES DE LA DETECTION DE LA CHARGE A L'OUVERTURE P_{op} PAR LA METHODE GRAPHIQUE

La détection de la perte de linéarité n'est pas toujours évidente selon les conditions expérimentales. Pour faciliter cette détection, une analyse fine des variations de la complaisance est effectuée en appliquant la méthode différentielle initialement proposée par Kikukawa et al [96]. Comme indiqué dans le chapitre I, cette méthode graphique consiste à soustraire la partie linéaire de

la relation entre P et δ avant amplification. Ceci conduit à la notion de δ' différentiel dont l'expression s'écrit :

$$\delta' = \delta - \alpha P \quad (\text{Equ.IV. 3})$$

où $\alpha = \frac{\partial \delta}{\partial P}$ est la complaisance de la fissure ouverte

Grâce à cette technique de Kikukawa, le signal est généralement plus facile à analyser. Le point de perte de linéarité P_{op} est identifié graphiquement sur le signal $P-\delta'$ après amplification. Il apparaît que cette méthode est exploitable quand la fissure est suffisamment longue ou quand la variation de la complaisance est suffisamment grande comme le montre la Figure 92. Par contre, plus la fissure est courte, plus la variation de la complaisance est faible et difficile à détecter. Dans certains cas, le signal est complètement inexploitable malgré une amplification maximale : ainsi par exemple, la Figure 93 montre les courbes $P-\delta$ et $P-\delta'$ à différentes amplifications pour une fissure courte de 0,1 mm. On observe des boucles d'hystérésis qui montrent la dissymétrie entre la descente et la montée mais avec cette méthode graphique, on est incapable de détecter le point de perte de linéarité P_{op} . Pour améliorer cette détection, nous avons développé un outil numérique basé également sur la technique expérimentale de Kikukawa, outil qui permet d'analyser numériquement la variation de la complaisance.

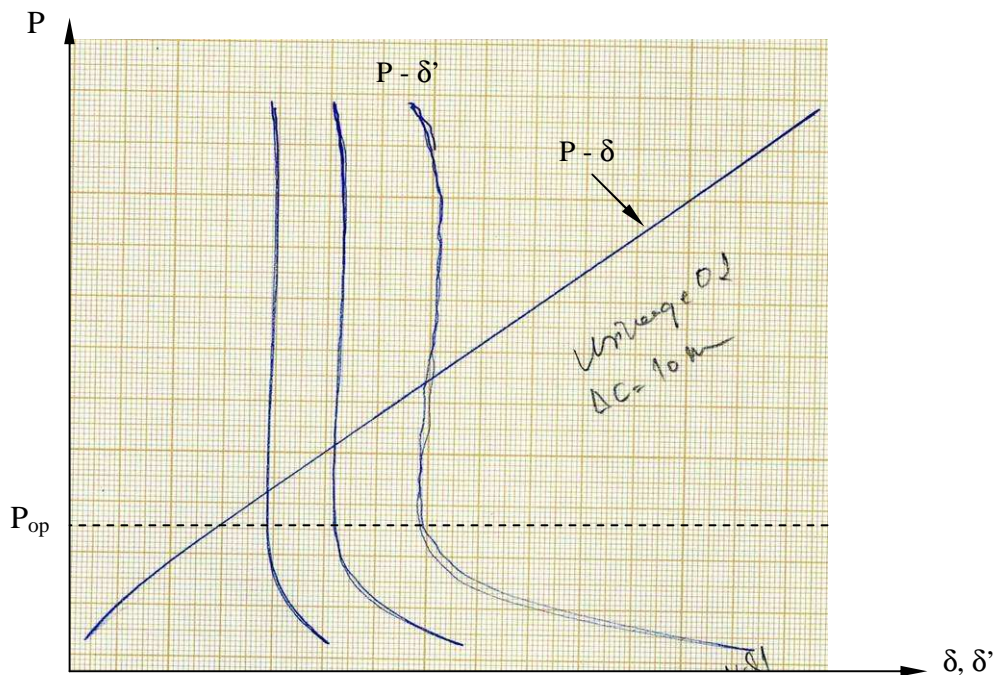


Figure 92: Exemple de courbes de variation de complaisance ($P-\delta$) et ($P-\delta'$) pour une fissure de 10 mm avec la méthode graphique

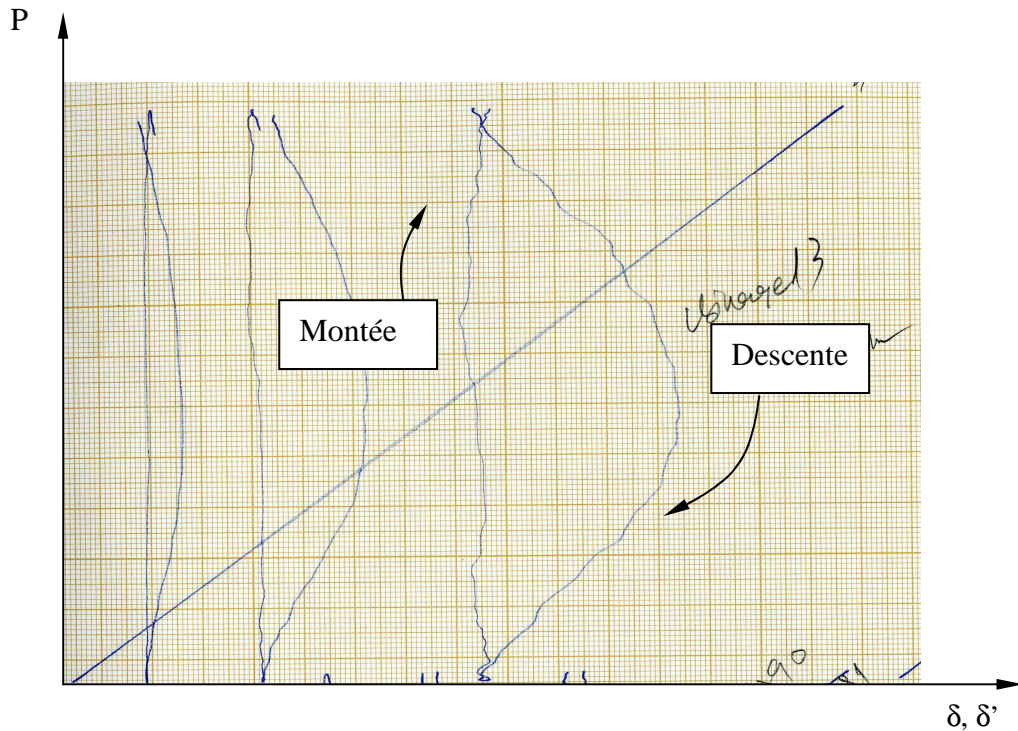


Figure 93: Exemple de courbes de variation de complaisance ($P-\delta$) et ($P-\delta'$) pour une fissure de 0,1 mm avec la méthode graphique

III. ANALYSE NUMERIQUE DE LA VARIATION DE COMPLAISANCE POUR LA DETECTION DE LA CHARGE A L'OUVERTURE P_{op}

Une analyse plus fine a été mise en place, d'une part, pour améliorer, dans les conditions expérimentales difficiles, la détection de P_{op} dans la partie montée du cycle par traitement du signal numérique et, d'autre part, pour permettre ultérieurement une automatisation des mesures de fermeture.

III.1. Acquisition des données

L'acquisition des données est effectuée à l'aide d'un ordinateur muni d'une carte d'acquisition avec une fréquence de 2,5 kHz. Pour un cycle du chargement, nous avons moyenné, par paquet de 50 points, l'ensemble des 12500 points de données brutes à l'aide du logiciel « Measure foundry » permettant d'éliminer les bruits électroniques pendant l'acquisition. L'acquisition moyennée finale comporte 250 points par cycle (Figure 94).

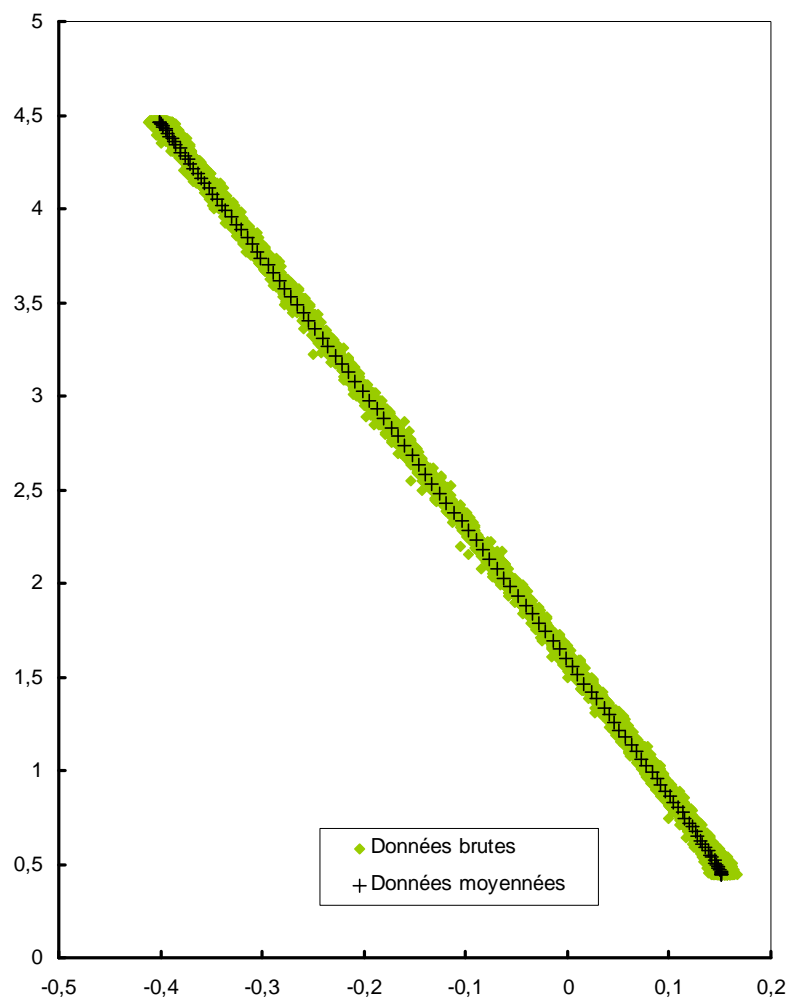


Figure 94: Acquisitions de données de la complaisance P- δ

III.2. Détermination de la complaisance de la fissure ouverte α

Une attention particulière a été apportée à la détermination précise de la complaisance de la fissure ouverte α qui est cruciale pour une détermination correcte de P_{op} . Pour ce faire, on cherche les différentes valeurs de α_i obtenues par régression linéaire des données de P- δ sur un ensemble de 20 points glissants comme proposé par les recommandations ASTM [158]. La valeur de complaisance de la fissure ouverte α retenue ici est la moyenne des valeurs stabilisées de α_i (Figure 95).

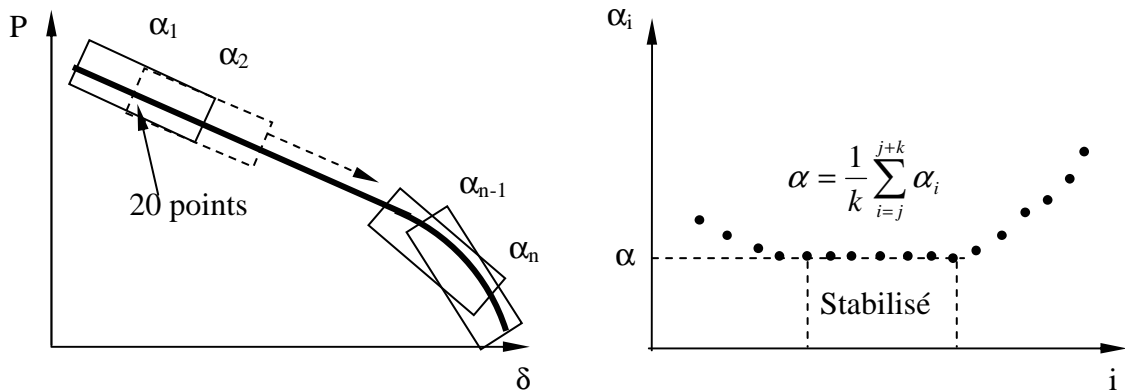


Figure 95: Illustration schématique pour la détermination de la complaisance α d'une fissure ouverte

III.3. Filtrage des données

La forte dispersion des données acquises dans les cas les plus critiques implique la mise en œuvre d'un traitement du signal complémentaire afin d'améliorer les signaux des courbes pour une mesure la plus précise possible de la valeur de P_{op} . Un filtrage des données des courbes P - δ a été effectué selon la méthode de la médiane « glissante » avec un glissement point par point d'un paquet de cinq points.

Par définition [159], la médiane d'un ensemble de n échantillons $x_i, i=1, \dots, n$, s'exprime par :

$$med(x_i) = \begin{cases} x_{\nu+1} & n = 2\nu + 1 \\ \frac{1}{2}(x_{\nu} + x_{\nu+1}) & n = 2\nu \end{cases} \quad (\text{Equ.IV. 4})$$

les x_i étant rangés dans l'ordre croissant

Les Figure 96 et Figure 97 illustrent le résultat du processus de filtrage sur les diagrammes P - δ issus des diagrammes P - δ acquis expérimentalement, respectivement pour une fissure longue de 10 mm et une fissure courte de 0,1 mm.

Ici comme $n = 5$, on retient la valeur x_3 .

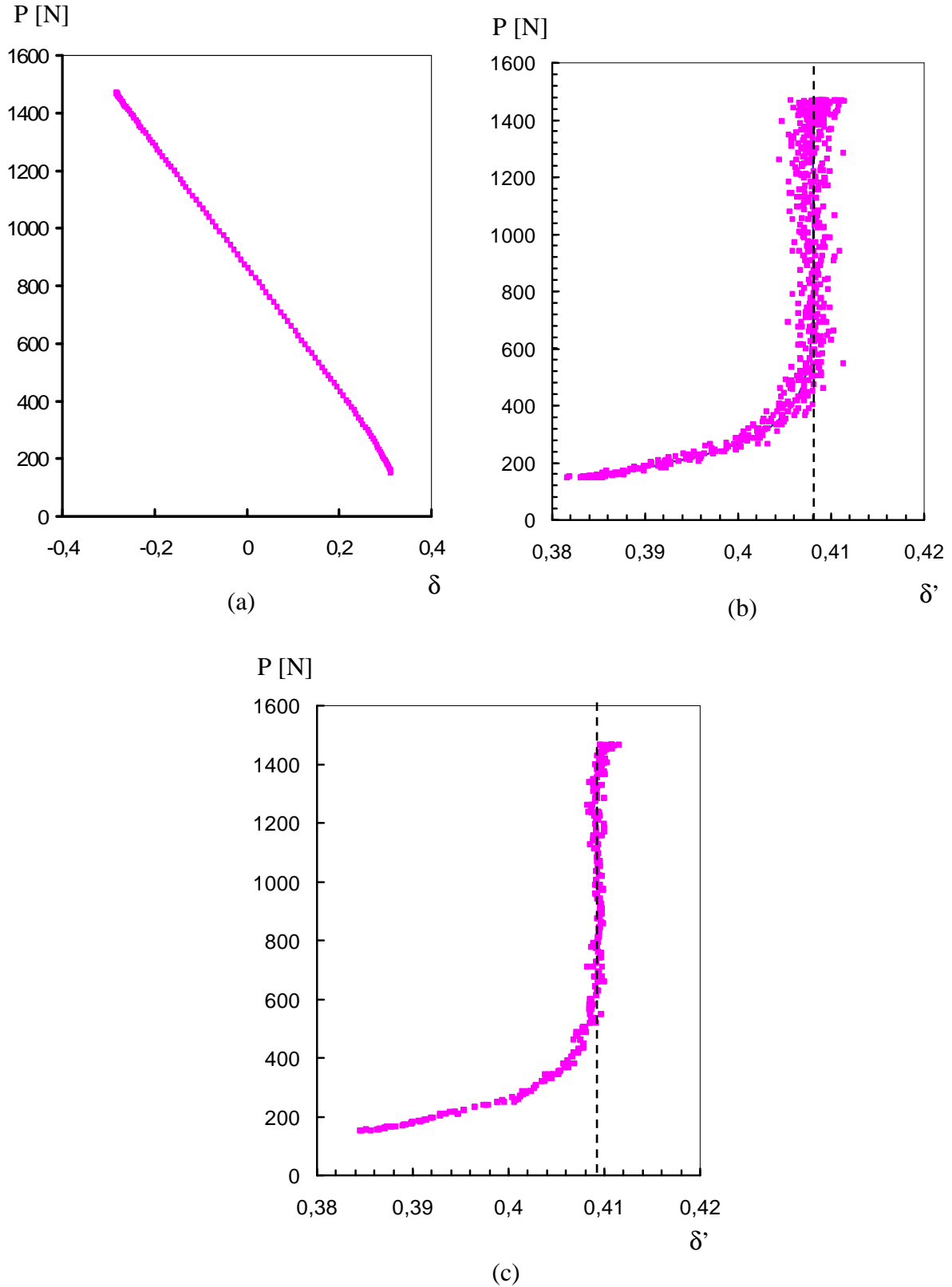


Figure 96: Exemples de courbes de complaisance pour une fissure de 10 mm à $\Delta K = 6$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) courbe $P - \delta$, (b) courbe $P - \delta'$ et (c) courbe $P - \delta'$ après filtrage

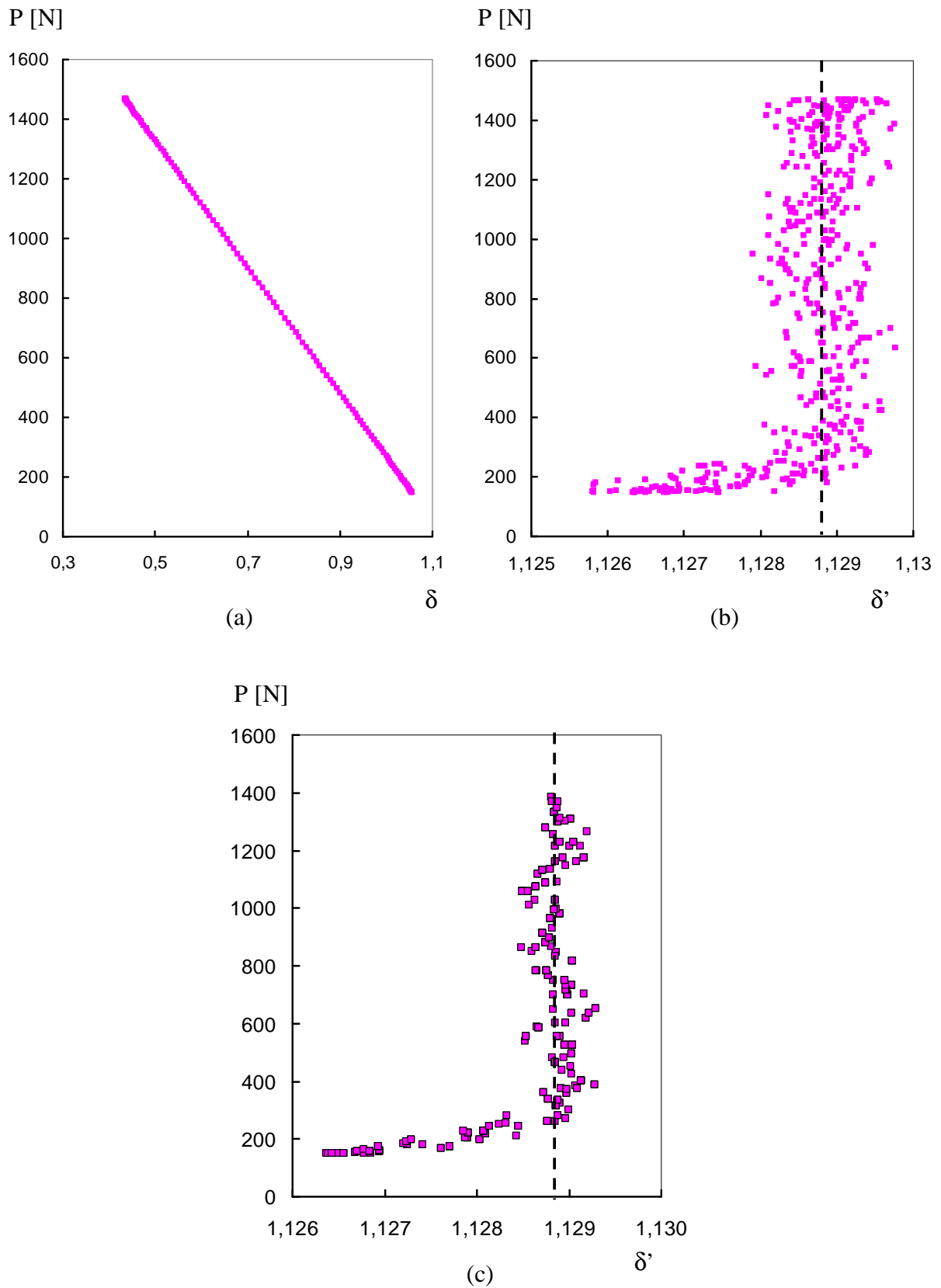


Figure 97: Exemples de courbes de complaisance pour une fissure courte de 0,10 mm à $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) courbe $P - \delta$, (b) courbe $P - \delta'$ et (c) courbe $P - \delta'$ après le filtrage

Les courbes P - δ' graphiques et numériques après filtrage sont comparées ci-après dans le cas d'une fissure longue (Figure 98) et d'une fissure courte (Figure 99). Pour une fissure longue de 10 mm (Figure 98), les signaux graphique ou numérique présentent des aspects très comparables autorisant une détermination satisfaisante de P_{op} . Pour une fissure courte de 0,1 mm (Figure 99), la détermination de P_{op} est extrêmement délicate sur les signaux graphiques, et même complètement impossible car la variation de complaisance est très petite. Dans ce cas là, seule l'analyse numérique permet de détecter la variation de la complaisance même pour ces conditions expérimentales très difficiles.

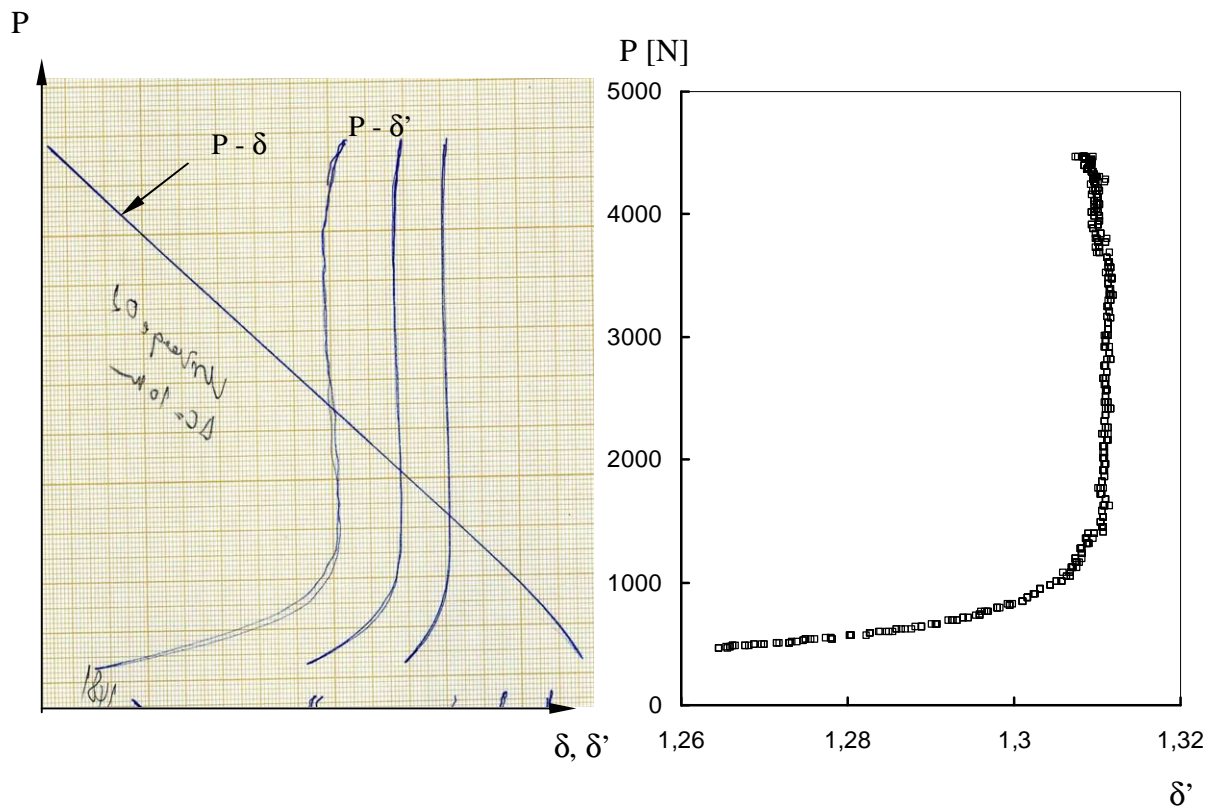


Figure 98: Exemples de comparaison des courbes analogiques graphiques et des courbes obtenues par analyse numérique pour une fissure de 10 mm

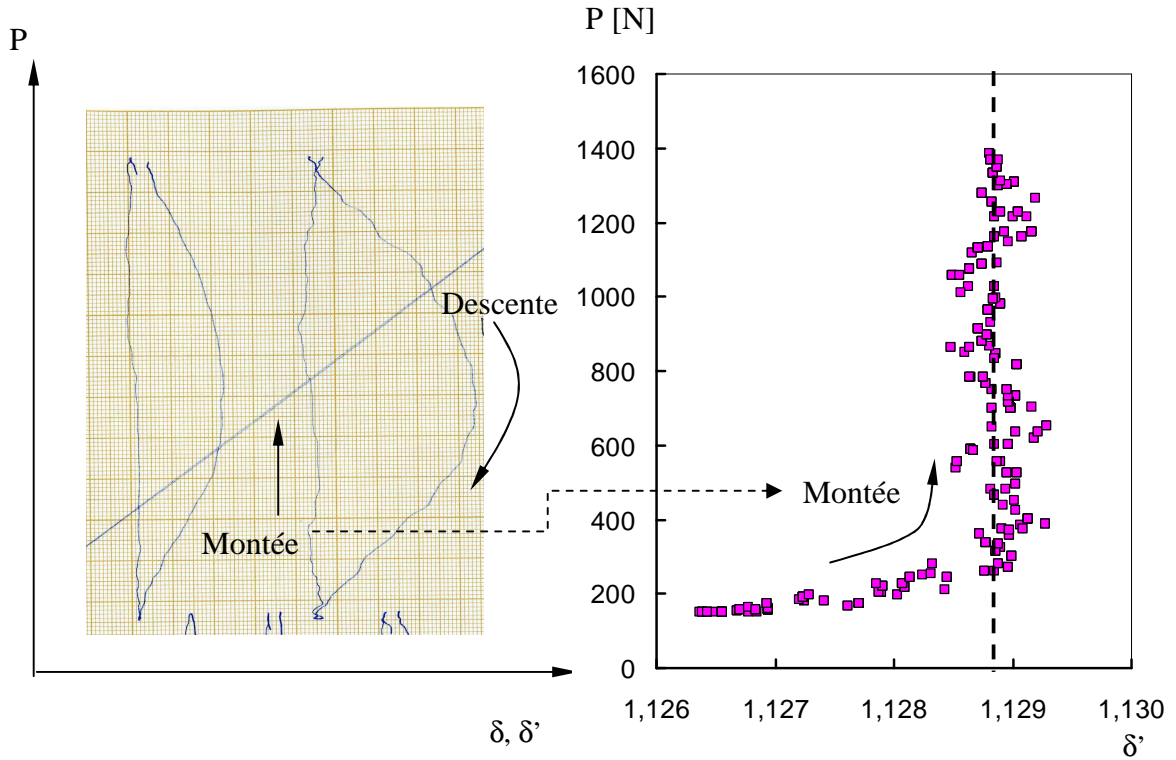


Figure 99: Exemples de comparaison des courbes analogiques graphiques et des courbes obtenues par analyse numérique pour une fissure de 0,1 mm

III.4. Détermination automatique de P_{op}

L'analyse numérique du signal $P - \delta'$ a été complétée d'un calcul automatique de la valeur de P_{op} . Pour ce faire, une fonction d'interpolation des données numériques $P - \delta'$ filtrées sur cinq cycles successifs pour chaque mesure de fermeture a été paramétrée sous la forme suivante :

$$P = B \ln \left[1 - \frac{\delta' - \delta'_{min}}{\delta'_{moy} - \delta'_{min}} \right] + P_o \quad (\text{Equ.IV. 5})$$

où B et P_o sont des constantes obtenues par régression. Les valeurs δ'_{min} et δ'_{moy} sont respectivement la valeur minimale et la valeur asymptotique de δ' comme le montre la Figure 100, correspondant à la situation d'une fissure ouverte associée à la complaisance α .

P_{op} est alors repéré comme étant le point d'intersection d'une droite verticale correspondant à la valeur δ'_{op} avec la fonction d'interpolation.

En conséquence, la charge à l'ouverture s'exprime comme suit :

$$P_{op} = B \ln \left[1 - \frac{\delta'_{op} - \delta'_{min}}{\delta'_{moy} - \delta'_{min}} \right] + P_o \quad (\text{Equ.IV. 6})$$

avec
$$\delta'_{op} = \delta'_{min} + 0,98(\delta'_{moy} - \delta'_{min}) \quad (\text{Equ.IV. 7})$$

$\delta'_{moy} - \delta'_{op}$ correspond à un écart ou « offset » de 2% conformément à la recommandation de l'ASTM [152].

L'expression de P_{op} prend alors la forme suivante :

$$P_{op} = B \ln[0,02] + P_o \quad (\text{Equ.IV. 8})$$

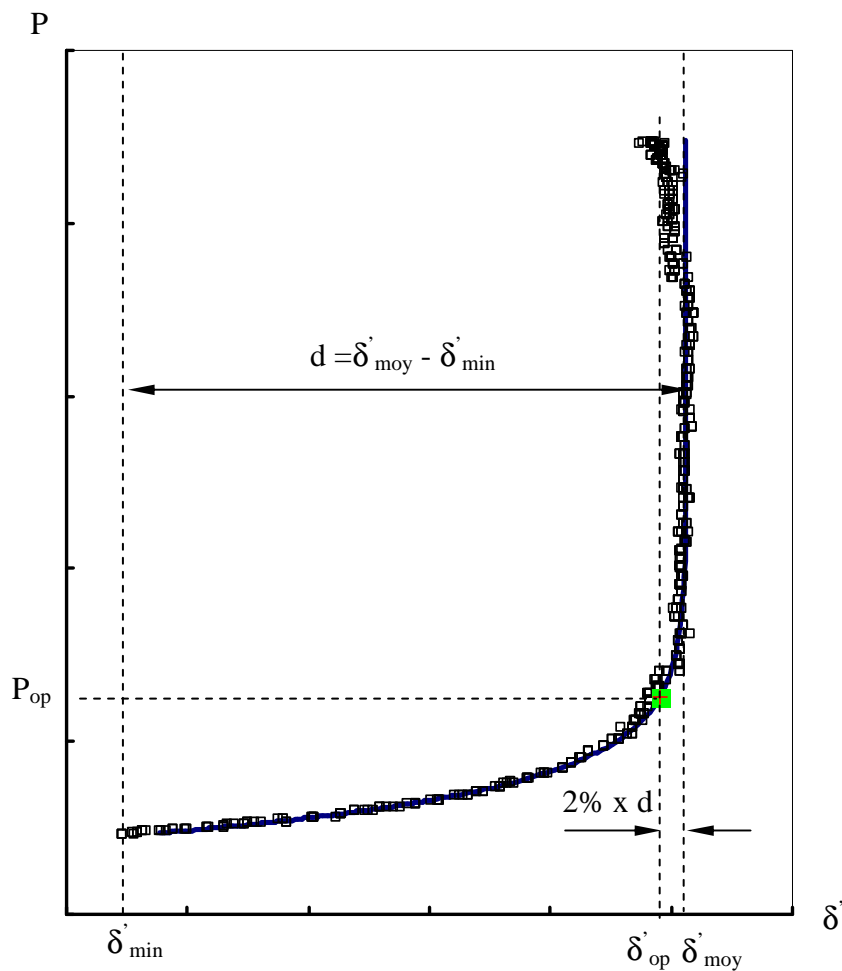


Figure 100: Démarche pour la détermination de P_{op}

La Figure 101 montre deux exemples de la détermination automatique de la valeur de P_{op} calculé avec un « offset de 2% » respectivement pour une fissure longue de 8 mm et une fissure courte de 0,1 mm à $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

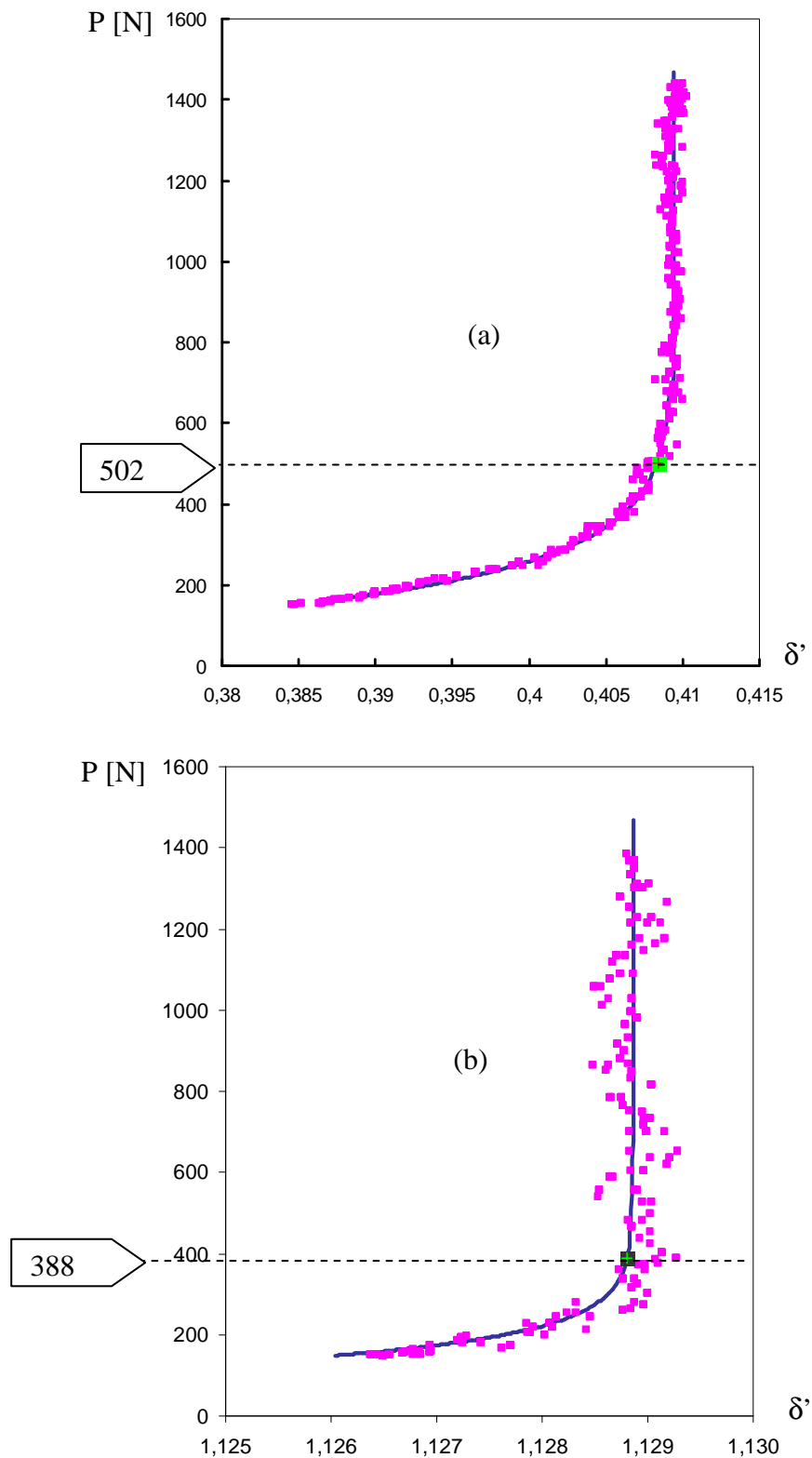


Figure 101: Exemples de détermination de P_{op} avec un « offset » de 2% pour une fissure propagée à $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$. (a) fissure de 8 mm. (b) fissure de 0,1 mm

IV. CONCLUSIONS

La détermination graphique de la fermeture notamment la valeur de la charge à l'ouverture P_{op} par la variation de complaisance proposée par Kikukawa donne une précision acceptable pour une fissure suffisamment longue pour laquelle la variation de la complaisance est évidente. Toutefois, Cette technique est assez dépendante de la personne assurant le dépouillement. De plus, cette technique graphique ne donne en général pas des signaux suffisamment fins lorsqu'il s'agit de fissures de petites dimensions avec une variation de la complaisance trop faible pour être détectée.

L'analyse numérique du signal de la variation de complaisance mise en place dans ce travail améliore remarquablement la détection de la fermeture même pour les conditions expérimentales difficiles où la fissure est de petite dimension (0,1 mm) et conduit à un calcul automatique de la valeur de P_{op} avec un offset de 2% conformément à la recommandation de l'ASTM.

Chapitre V

RESULTATS EXPERIMENTAUX

Résultats expérimentaux

I. INTRODUCTION

Le chapitre précédent a permis de regrouper les conditions expérimentales réalisées pour les fissures longues et courtes. Le présent chapitre est consacré aux résultats expérimentaux obtenus en propagation par fatigue, tout d'abord de fissures longues, puis de fissures courtes pour caractériser l'effet du sillage plastique sur la propagation d'une fissure courte 2D à ΔK constant.

II. PROPAGATION D'UNE FISSURE LONGUE PAR FATIGUE

L'intégration d'une loi de propagation da/dN en fonction de ΔK (généralement appelée loi de Paris), dès lors que l'on peut établir la relation $\Delta K(a)$ où a est la dimension de la fissure (pour une fissure 2D), permet d'estimer la durée de vie résiduelle d'une pièce contenant une fissure initiale et sollicitée sous chargement cyclique. La détermination des lois de propagation des fissures est donc indispensable pour tout dimensionnement prenant en compte la durabilité en fatigue. Dans cette optique, cette partie du chapitre est dédiée aux résultats expérimentaux concernant une fissure longue se propageant dans les conditions où sont applicables les concepts de la mécanique élastique linéaire, notamment celui de plasticité confinée autorisant le calcul de ΔK [34, 35]. Ces essais sont réalisés pour constituer une base de référence afin de comparer le comportement des fissures courtes et des fissures longues et d'évaluer le rôle de la fermeture respectivement dans les deux cas. Toutefois, les simulations numériques entreprises dans cette étude ne prennent pas en compte d'un éventuel effet d'environnement et simulent en conséquence le comportement dans un milieu inerte. Des essais de propagation des fissures longues sous vide ont donc été effectués pour permettre d'évaluer l'effet de l'environnement sur la vitesse de fissuration et sur la fermeture, le but étant de préciser les conditions dans lesquelles la simulation numérique peut être considérée comme représentative du comportement à l'air ambiant. En outre, pour approcher les conditions réelles

d'utilisation, les effets d'une pré-déformation préalable, pouvant résulter notamment de la mise en œuvre du matériau, et des effets simples de variation d'amplitude de chargement sont également examinés dans ce chapitre.

Rappelons que, préalablement aux essais, toutes les éprouvettes sont pré-fissurées à une amplitude constante $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour créer une fissure « longue » de 2 mm amorcée à partir de l'entaille de l'éprouvette. Cette fissure correspond à un rapport $a/W \approx 0,25$.

II.1. Propagation d'une fissure longue sous air ambiant

Les essais ont été réalisés sur deux types d'éprouvette (SENT et CT) dont les dimensions ont été présentées précédemment (Figure 63 et Figure 65). Pour les éprouvettes CT, les mesures de longueur de la fissure ont été réalisées avec la technique de variation de complaisance à l'aide d'un capteur COD. Pour les éprouvettes SENT, seule la technique du suivi optique a été utilisée. Les courbes nominales de fissuration à $R = 0,1$ sur CT et SENT, tracées dans un diagramme bi logarithmique $da/dN - \Delta K$, présentées en Figure 102, ont été comparées à celle obtenue antérieurement (CT-SARRAZIN) par C. Sarrazin-Baudoux [153, 154] sur éprouvette CT [153]. Sur ces courbes de propagation nominale, on observe un écart important pour des valeurs de ΔK inférieures à $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ près du seuil.

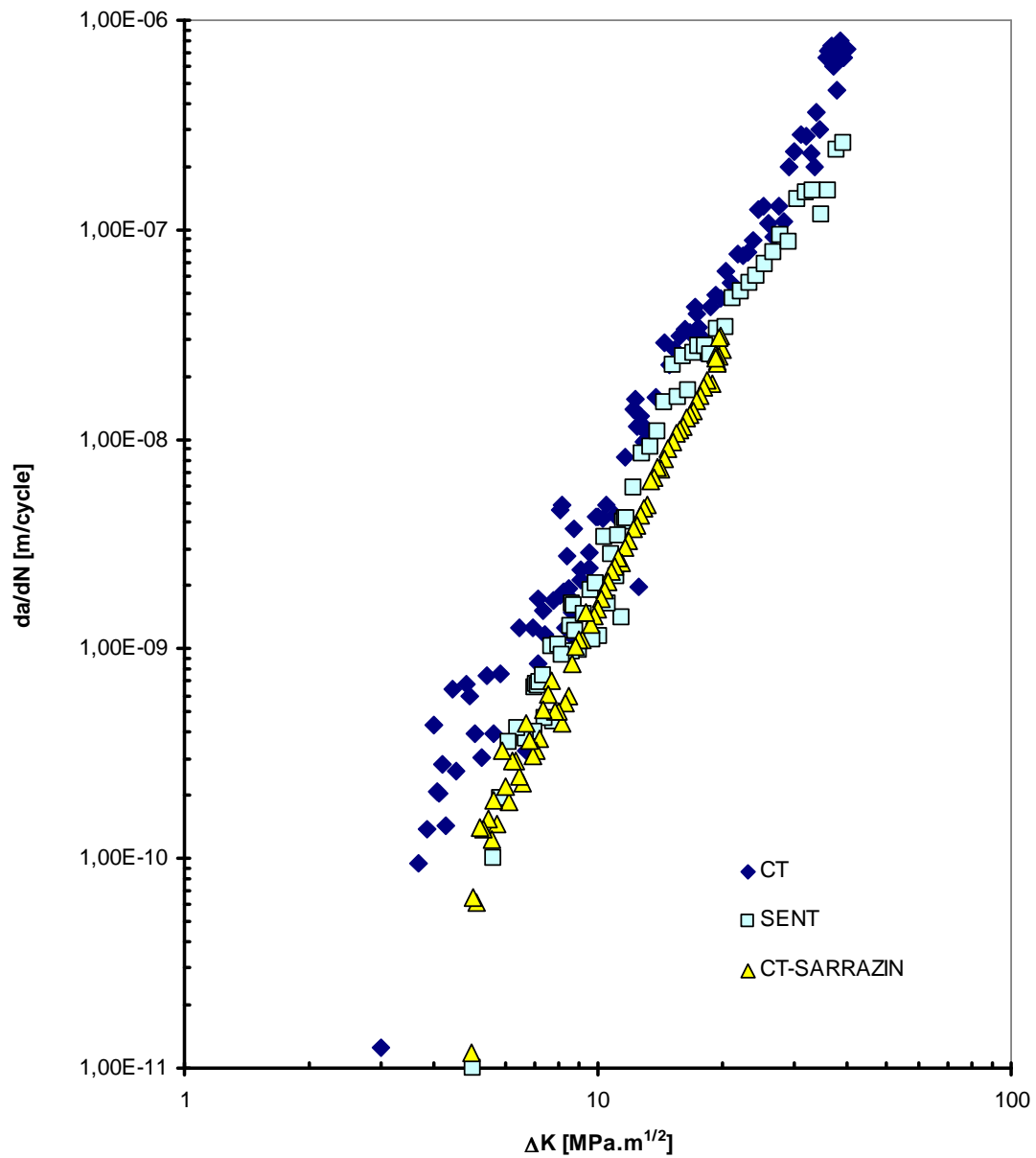


Figure 102: Courbes nominales de fissuration à $R = 0,1$ sous air à température ambiante, sur éprouvettes CT et SENT

Afin d'examiner le rôle de la fermeture, les courbes effectives de fissuration, c'est-à-dire corrigées de la fermeture, sont établies et présentées dans la Figure 103.

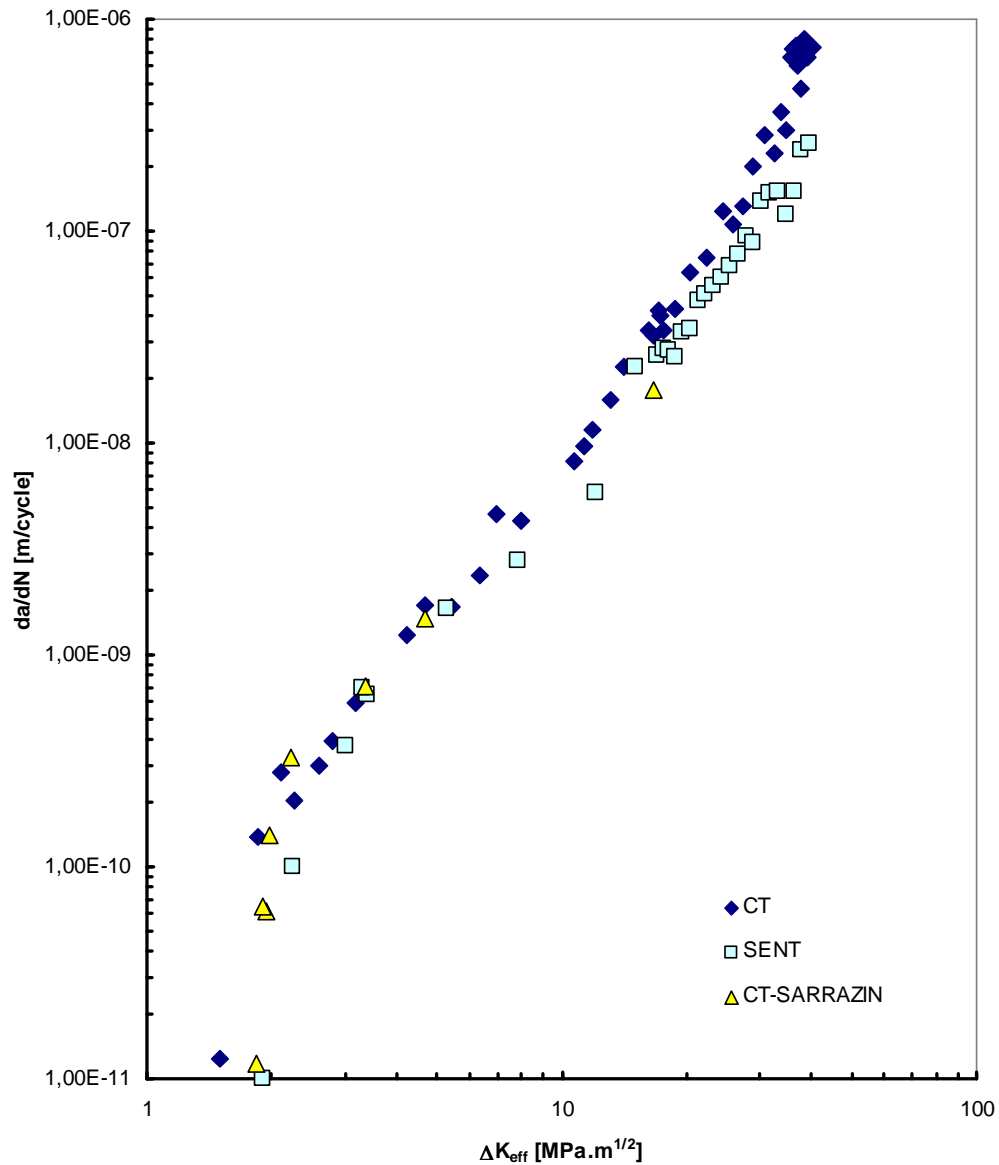


Figure 103: Courbes effectives de fissuration à $R = 0,1$ sous air à température ambiante sur éprouvettes CT et SENT

Les courbes effectives sont globalement semblables montrant clairement que les écarts observés sur les courbes nominales, qui pourront s'expliquer comme on le verra plus tard par un effet d'histoire, sont uniquement liés à l'effet de fermeture dans chaque éprouvette. La propagation à l'air ambiant peut ainsi être décrite à l'aide d'une courbe intrinsèque unique caractéristique du couple matériau - environnement. Ces résultats peuvent être analysés comme proposé par Sarrazin-Baudoux et al [153, 154] selon deux régimes de propagation assistée par l'environnement : une propagation assistée par l'adsorption de vapeur avec une pente 4 et une propagation assistée par l'hydrogène issu de la dissociation de la vapeur d'eau avec une pente 2 près du seuil qui seront décrits et discutés plus loin.

II.2. Comparaison avec les essais de fissuration sous vide

Pour les essais sous vide conduits dans la chambre atmosphérique à la température ambiante, les mesures de longueur de fissure ont été réalisées à l'aide de la technique de variation de potentiel. Des mesures optiques ponctuelles ont également été effectuées pour assurer la validation. Les courbes nominales de propagation sous air et sous vide à $R = 0,1$, sont présentées dans la Figure 104. Elles s'avèrent globalement comparables dans le domaine de vitesses supérieures à 10^{-8} m/cycle. Par contre dans le domaine des faibles ΔK , les vitesses da/dN sous vide sont nettement plus basses que celles sous air. Lorsque ces courbes sont corrigées de la fermeture (Figure 106), les écarts dans le domaine des faibles ΔK , pour des vitesses inférieures à 10^{-8} m/cycle existent toujours.

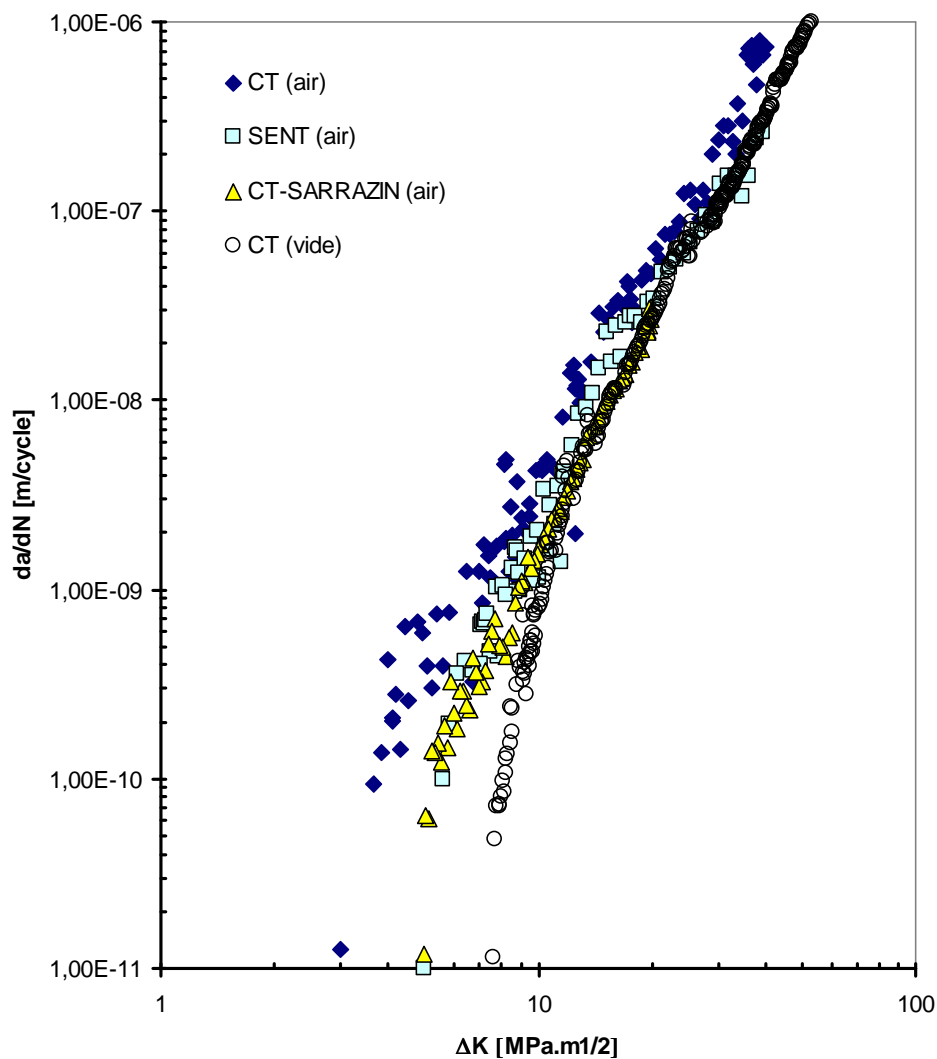


Figure 104: Courbes nominales de fissuration à $R = 0,1$ sous air à température ambiante et sous vide sur éprouvettes CT et SENT

Pour les vitesses supérieures à 10^{-8} m/cycle ($\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) et jusqu'à $4\text{-}5 \cdot 10^{-8}$ m/cycle, la vitesse sous air est légèrement supérieure à celle sous vide, tout en s'approchant du régime de propagation intrinsèque sous vide à mesure où ΔK augmente. Comme cela a été précisé dans les procédures expérimentales, l'éprouvette testée sous vide a été préalablement pré-fissurée à l'air à $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'effet du changement d'environnement sur la morphologie de la surface de rupture s'avère très visible (Figure 105). Un examen plus détaillé des faciès est présenté plus loin.

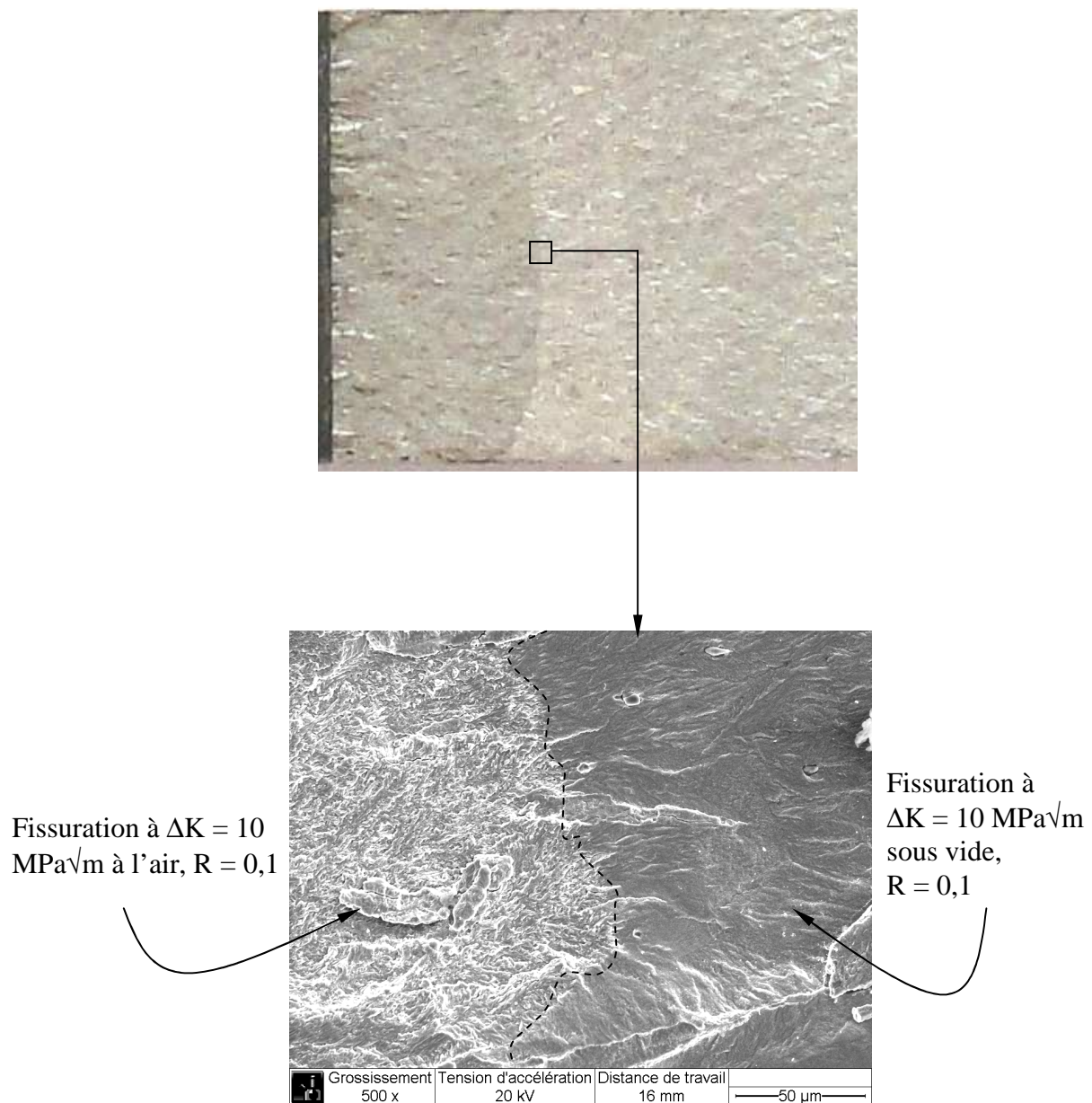


Figure 105: Faciès de rupture dans la zone de transition air – vide à $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec un rapport de charge $R = 0,1$ sur éprouvette CT

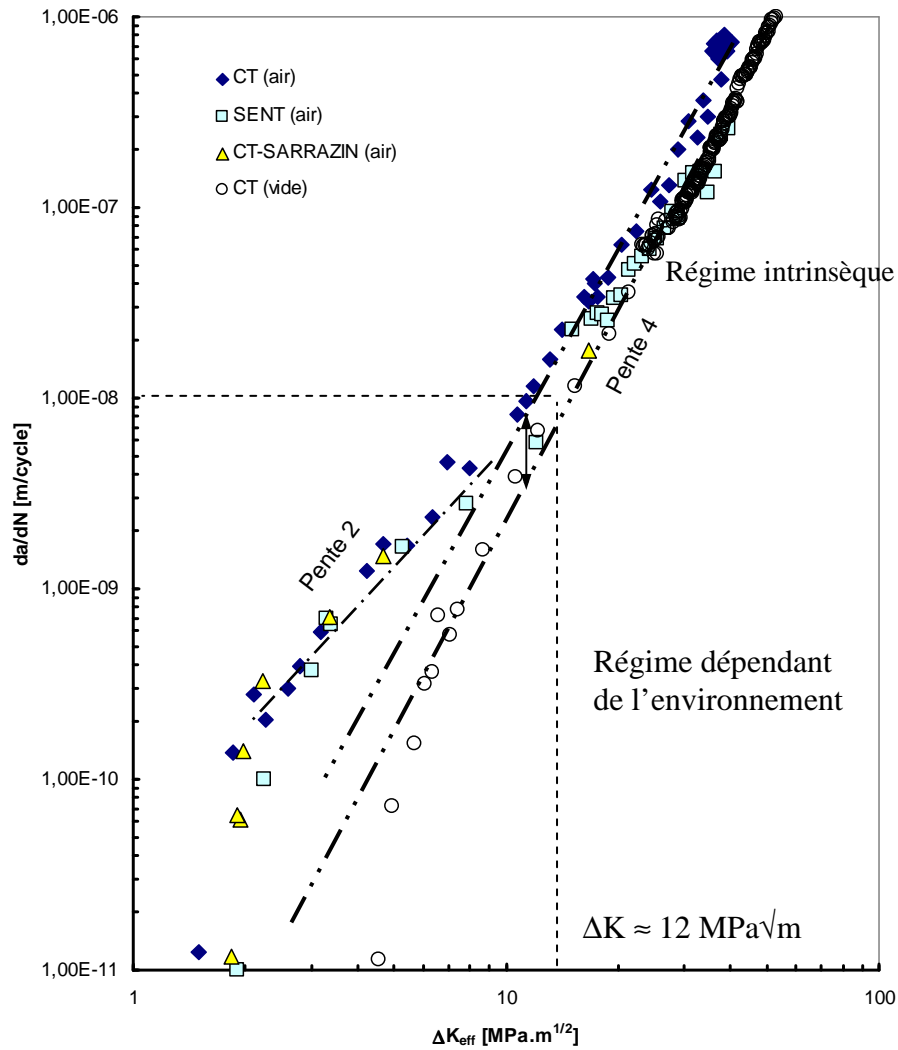


Figure 106: Courbes effectives de fissuration à $R = 0,1$ sous air à température ambiante et sous vide, sur éprouvettes CT et SENT

Les courbes de propagation corrigées de la fermeture, intitulées effectives à l'air et intrinsèque sous vide, sont présentées sur la Figure 106. Les courbes des trois essais à l'air sont issues de la Figure 103. Les données sous vide conduisent à une résistance intrinsèque à la fissuration plus élevée qu'à l'air, en particulier lorsque ΔK_{eff} est inférieur à $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse da/dN devenant de plus en plus grande à l'air que sous vide en s'approchant du seuil. La courbe effective sous air ayant en effet une pente $m = 2$ s'écarte progressivement de celle sous vide proche de 4 avant le coude du seuil. Lorsque ΔK_{eff} est supérieur à $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, les courbes de fissuration à l'air et sous vide sont très proches et présentent une même pente $m=4$.

Sur la base de nombreux travaux [37, 41, 100, 101], ces régimes ont été clairement identifiés et peuvent se résumer de la façon suivante :

Sous air, les domaines correspondants aux pentes $m = 2$ et $m = 4$ peuvent être assimilés aux deux régimes d'assistance de l'environnement atmosphérique, à savoir une propagation assistée par l'adsorption de la vapeur avec un mécanisme de propagation comparable au mécanisme intrinsèque de cumul de déformation plastique, propagation contrôlant la propagation sous vide et conduisant à une pente $m = 4$. Pour des valeurs de ΔK_{eff} supérieures à $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à l'air et pour tout le domaine exploré sous vide pour $da/dN > 5.10^{-10} \text{ m/cycle}$, la propagation peut être décrite à l'aide de la loi suivante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D^*} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4 \quad (\text{Equ. V. 1})$$

Sous vide, en l'absence d'effet d'environnement, la déformation cumulée en pointe de fissure correspond à sa valeur intrinsèque déformée D^*_0 . A l'air ambiant, selon Petit et al [41], Lynch [160, 161] et Bouchet et al [162], la propagation en stade II transgranulaire assistée par l'adsorption de vapeur d'eau correspond à une diminution de l'énergie de création de surface induite par l'adsorption et qui se traduit par une diminution de D^* qui induit une accélération de la propagation sans changer fondamentalement le mécanisme (même pente 4). L'effet de l'adsorption diminue lorsque la vitesse de fissuration augmente ce qui explique le rapprochement progressif des courbes à l'air et sous vide.

La propagation assistée par l'hydrogène provient de la dissociation des molécules d'eau adsorbée, conformément au modèle de Wei [40]. Lorsque la déformation est suffisamment localisée et que le temps de diffusion disponible est suffisamment grand (avance pas par pas près du seuil, basse fréquence). Le mécanisme de propagation est alors considéré comme contrôlé par l'ouverture de la fissure selon le modèle de McClintock [163]

avec une pente égale à 2. Ce mécanisme apparaît lorsque da/dN est inférieure à 10^{-8} m/cycle ce qui correspond à $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 106). Les vitesses de propagation sont alors en accord avec une loi de propagation du type (Petit et al [41], Bouchet et al [162]) :

$$\frac{da}{dN} = B \left(\frac{\Delta K_{eff}}{\sigma E} \right)^2 \quad (\text{Equ. V. 2})$$

II.3. Examen microfractographique des surfaces de rupture

Les observations microfractographiques des surfaces de rupture dans le domaine des vitesses $da/dN > 10^{-8}$ m/cycle et de $\Delta K \geq 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ confirment un régime de propagation en stade II (Figure 107 à Figure 109).

Pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 1,2 \cdot 10^{-8}$ m/cycle (Figure 107 et Figure 108), le chemin de fissuration se développe dans un plan normal à l'axe de chargement avec un faciès d'aspect assez uniforme, avec une faible trace des joints de grains et localement quelques facettes de type intergranulaire. Cette morphologie est typique d'une propagation résultant de glissements alternés sur au moins deux systèmes de glissement plus ou moins symétriques par rapport au plan de fissuration. Au bord de l'éprouvette, des traces de matage très localisé sont observables et indiquent des contraintes de compression assez intenses liées à la fermeture.

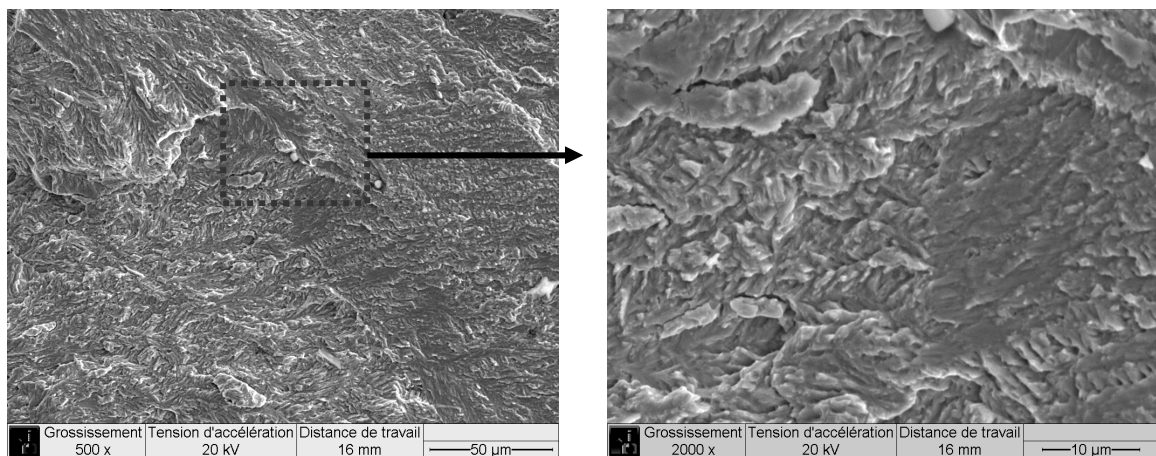


Figure 107: Surface de rupture à l'air au centre de l'éprouvette

($\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 1,2 \cdot 10^{-8}$ m/cycle, $R = 0,1$)

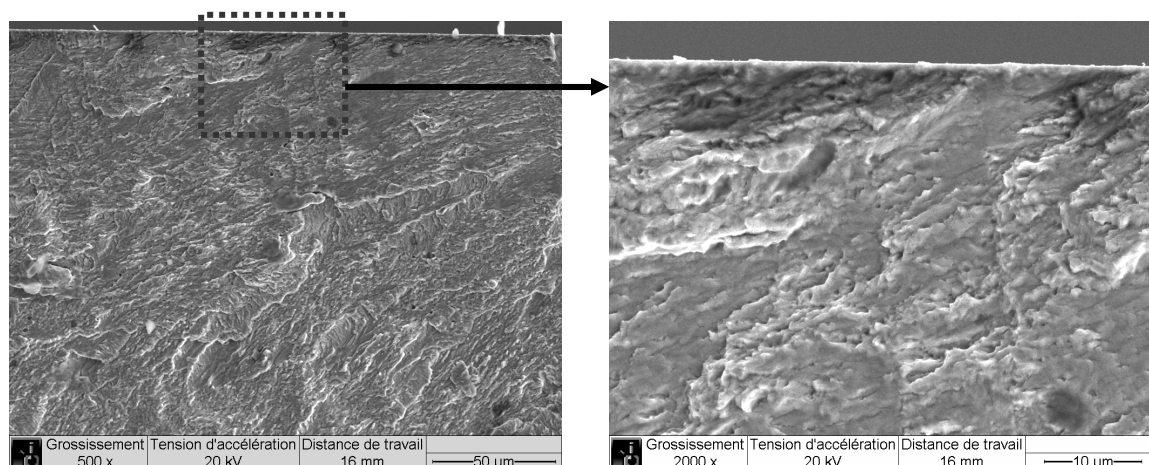


Figure 108: Surface de rupture à l'air au bord de l'éprouvette
 ($\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 1,2 \cdot 10^{-8} \text{ m/cycle}$, $R = 0,1$)

Pour une plus grande valeur de ΔK et des vitesses proches du micron par cycle, des stries ductiles typiques d'une propagation cycle par cycle en stade II sont observée (Figure 109).

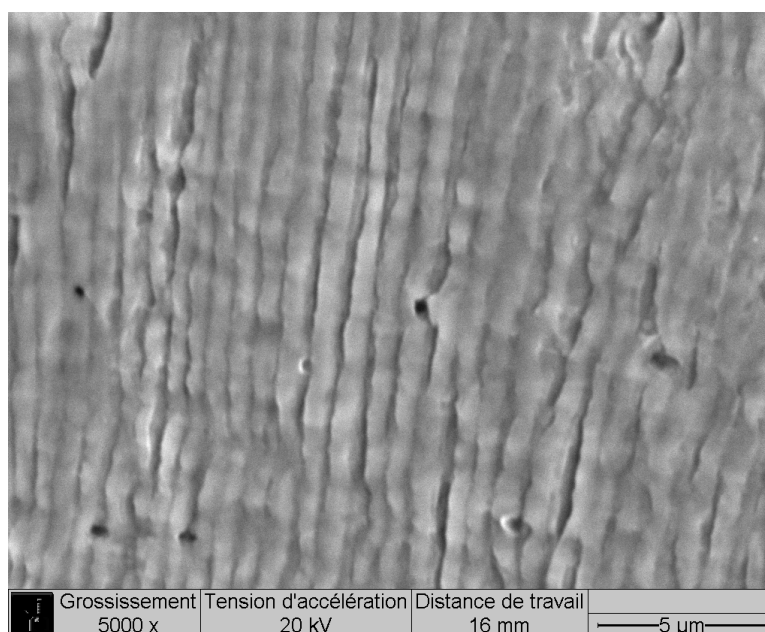


Figure 109: Faciès à stries caractéristiques d'une propagation cycle par cycle à l'air ambiant. $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 10^{-6} \text{ m/cycle}$, $R = 0,1$

Les surfaces de rupture, observées près du seuil à l'air montrent, pour $\Delta K = 3,66$ MPa \sqrt{m} avec $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle (Figure 110 et Figure 111), un chemin de propagation nettement plus influencé par la microstructure avec, selon l'orientation des grains, des plages planes et des facettes intergranulaires nettement plus nombreuses que dans la Figure 107 ce qui induit une propagation mixte inter et transgranulaire caractéristique d'une fragilisation par l'hydrogène [41, 160, 161].

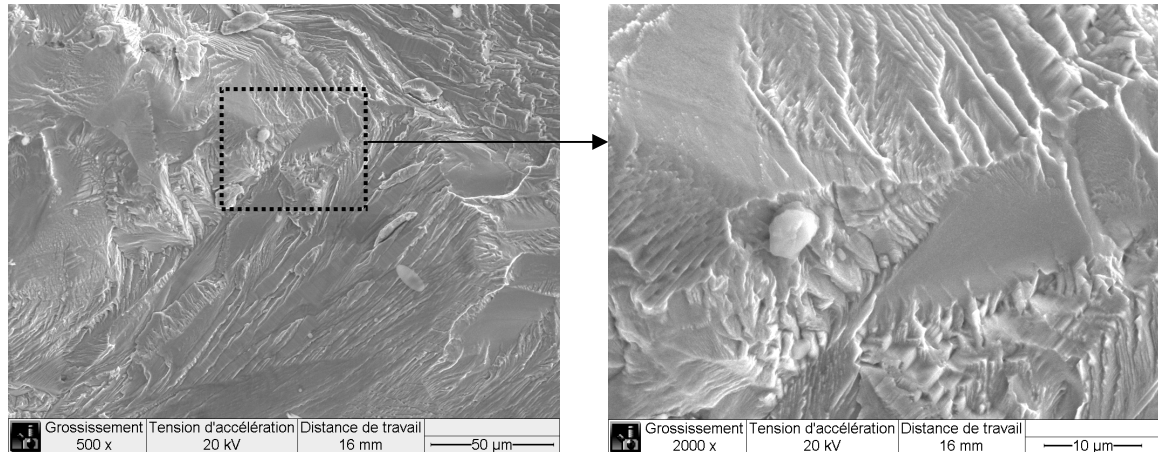


Figure 110: Faciès de rupture à cœur caractéristique d'une propagation près du seuil à l'air. $\Delta K = 3,66$ MPa \sqrt{m} , $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle, $R = 0,1$

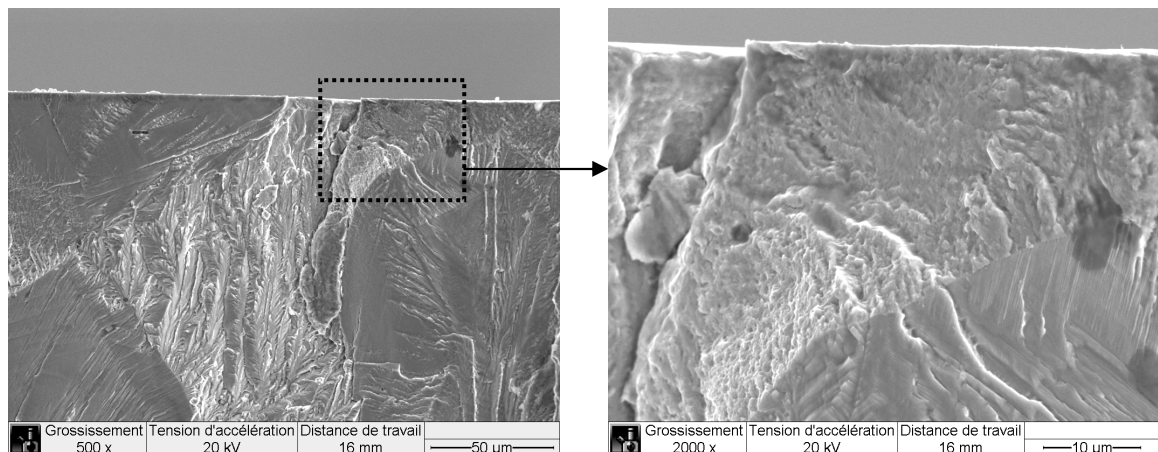


Figure 111: Faciès de rupture au bord caractéristique d'une propagation près du seuil à l'air. $\Delta K = 3,66$ MPa \sqrt{m} , $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle, $R = 0,1$

Sous vide (Figure 112) on peut remarquer une zone matée au bord dans la surface de rupture correspondant à la remise en contact des lèvres de la fissure lors de la décharge.

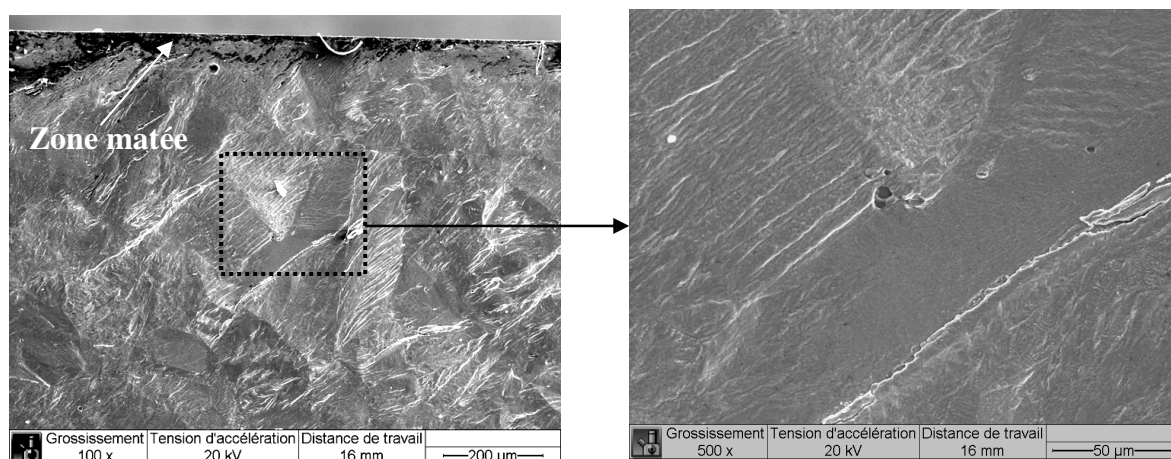


Figure 112: Facettes cristallographiques observées dans les essais de fissuration sous vide au seuil pour $\Delta K = 6,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 10^{-11} \text{ m/cycle}$

Les faciès de rupture, que ce soit à l'air (Figure 107 et Figure 108) ou sous vide (Figure 113 et Figure 114), sont semblables et plans avec une propagation en stade II intrinsèque en absence de l'effet d'environnement.

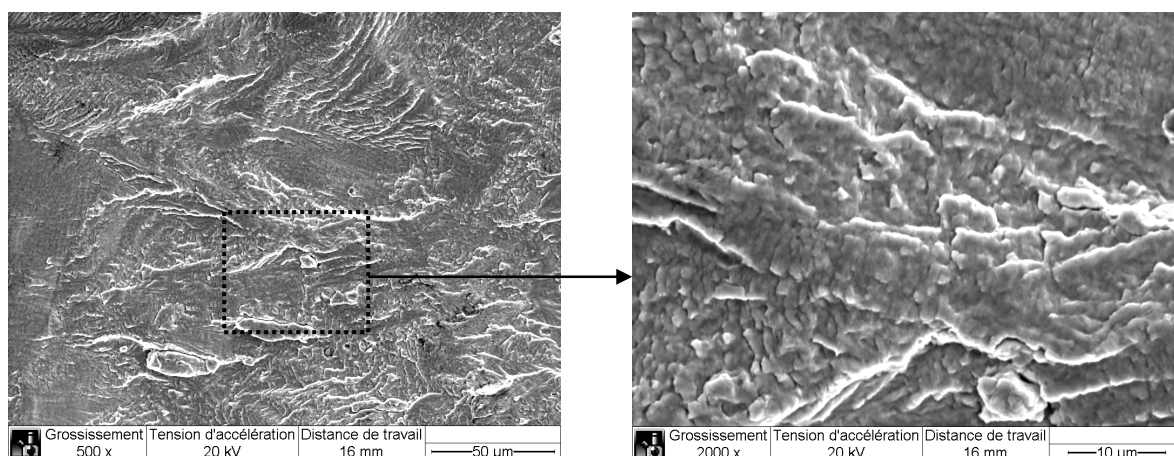


Figure 113: Faciès de rupture à cœur caractéristique d'une propagation en stade II sous vide. $\Delta K = 25,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 5,71 \cdot 10^{-8} \text{ m/cycle}$, $R = 0,1$

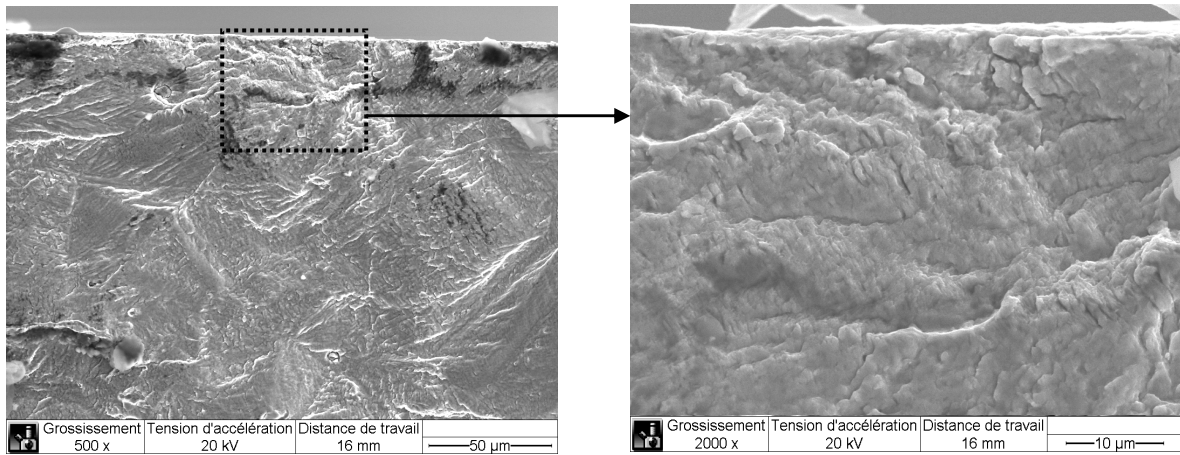


Figure 114: Faciès de rupture au bord caractéristique d'une propagation en stade II sous vide. $\Delta K = 25,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 5,71 \cdot 10^{-8} \text{ m/cycle}$, $R = 0,1$

Il est important de noter que, pour les valeurs de ΔK supérieures à $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, on observe la présence de stries très clairement visibles sous air (Figure 109) et correspondant à une avancée de la fissure cycle à cycle, cohérent avec la vitesse de propagation alors que sous vide les stries sont très mal définies et d'apparence très ductiles (Figure 115).

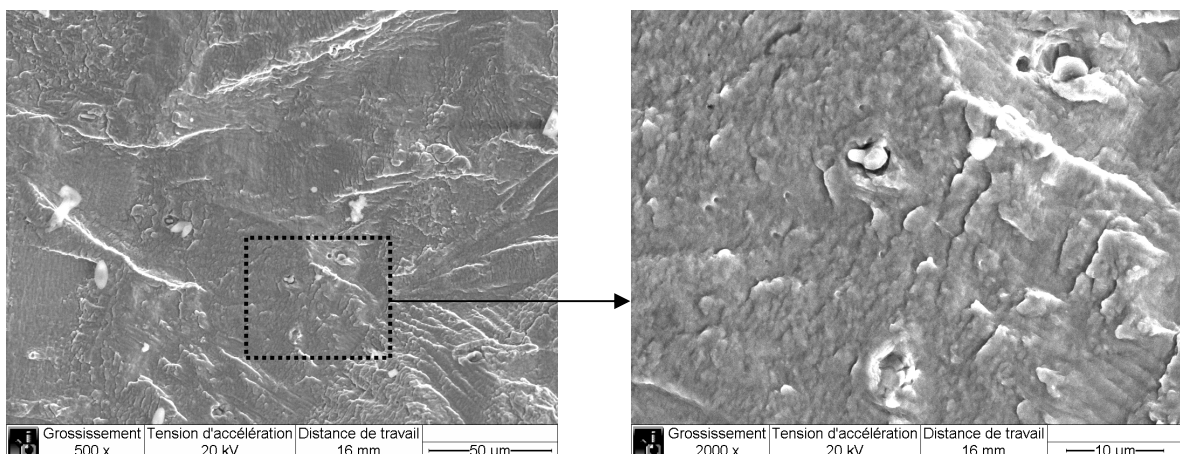


Figure 115: Faciès de rupture à cœur caractéristique d'une propagation en stade II sous vide. $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 10^{-7} \text{ m/cycle}$, $R = 0,1$

II.4. Effet de la pré-déformation

Le Tableau 9 récapitule les différentes conditions expérimentales pour les essais de fissuration réalisés sur éprouvettes SENT brutes, pré-déformées à 2% et à 10%.

Tableau 9: Récapitulatif des essais de fissuration sur SENT

Essais	Type d'éprouvette	Domaine de ΔK [MPa \sqrt{m}]	Mode de mise en charge	Nombre d'essais
R = 0,1	SENT brut (sans pré-déformation)	20 à 60	Charge constante (ΔK croissant)	2
	SENT pré-déformé à 2%	20 à 66		2
	SENT pré-déformé à 10%	20 à 75		2
R = 0,7	SENT brut (sans pré-déformation)	10 à 20		2
	SENT pré-déformé à 2%	10 à 23		2
	SENT pré-déformé à 10%	10 à 23		2
R = 0,1 Seuil	SENT brut (sans pré-déformation)	ΔK_{th} à 30	Charge variable (ΔK décroissant jusqu'au seuil ensuite ΔK croissant)	1
	SENT pré-déformé à 10%	ΔK_{th} à 50		1

Les essais de fissuration à R = 0,1 sur éprouvettes brutes, pré-déformées à 2% et à 10% dans le domaine de ΔK élevé sont effectuées en appliquant un chargement d'amplitude constante à la fréquence de 20 Hz ; la valeur initiale du FIC est fixée à $\Delta K_{initial} = 20$ MPa \sqrt{m} , le FIC croissant ensuite naturellement avec l'avancée de la fissure. Les courbes nominales de propagation ($da/dN-\Delta K$) dans le domaine de Paris selon les différents niveaux de pré-déformation sont présentées dans la Figure 116. On s'aperçoit que, dans le domaine de ΔK étudié à partir de 20 MPa \sqrt{m} , les courbes sont sensiblement identiques et ne présentent pas d'influence significative liée à la pré-déformation. De plus, dans ce domaine d'observation, aucune fermeture n'a été détectée, les courbes représentant donc le comportement intrinsèque de la propagation d'une fissure dans ce matériau.

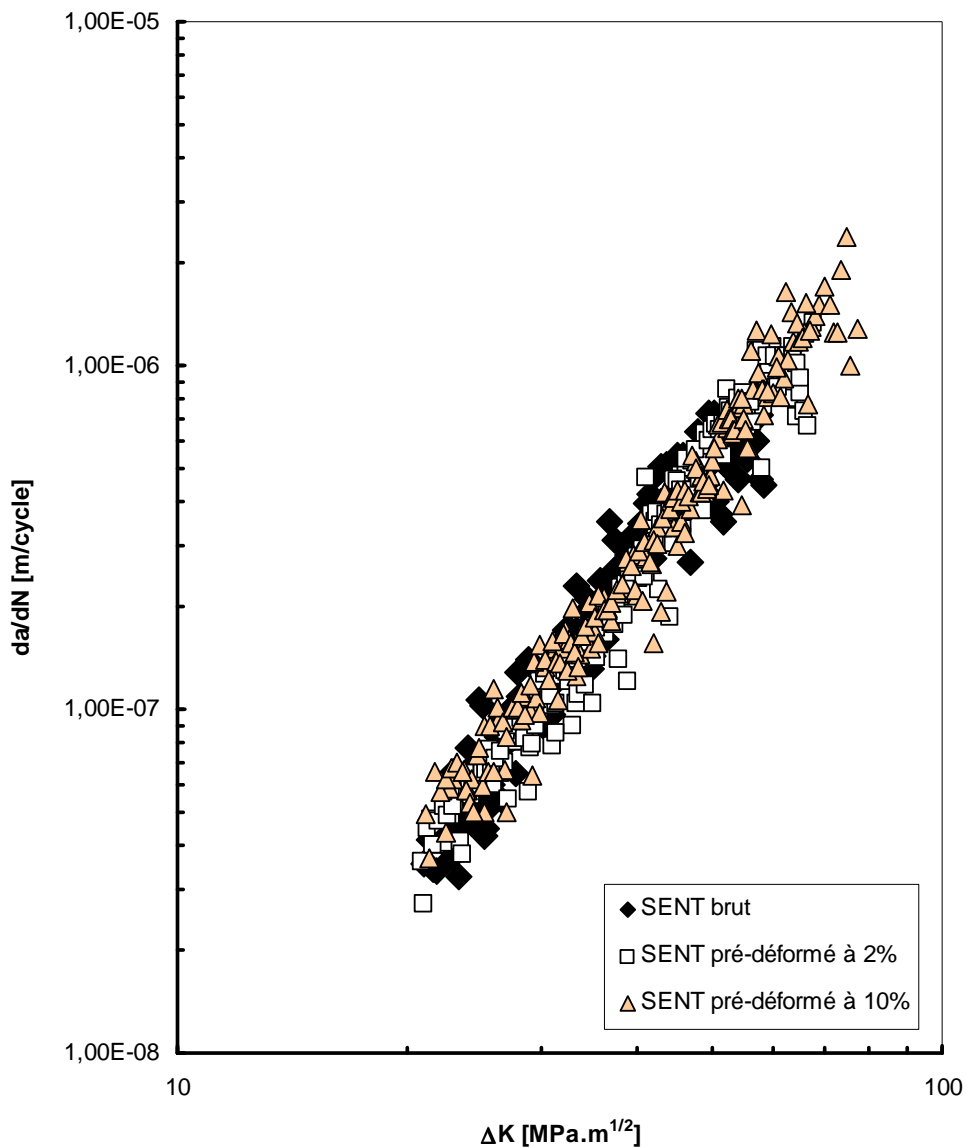


Figure 116: Courbes de propagation da/dN en fonction de ΔK pour les essais à $R = 0,1$ sur éprouvettes SENT brutes, pré-déformées à 2% et 10%

Pour étudier l'influence éventuelle de la contrainte moyenne et de la fermeture, des essais de propagation ont été menés à $R = 0,7$, en appliquant une amplitude de charge constante, à 20 Hz ; la valeur initiale du FIC $\Delta K_{initial} = 10 MPa\sqrt{m}$ et la valeur finale $\Delta K_{final} \approx 25 MPa\sqrt{m}$. La comparaison entre les courbes de propagation à $R = 0,1$ et $R = 0,7$ avec différent taux de pré-déformation est présentée dans la Figure 117. Ces courbes s'avèrent toutes presque confondues, montrant l'absence d'effet de la pré-déformation et de la contrainte moyenne ce qui est cohérent avec l'absence de fermeture.

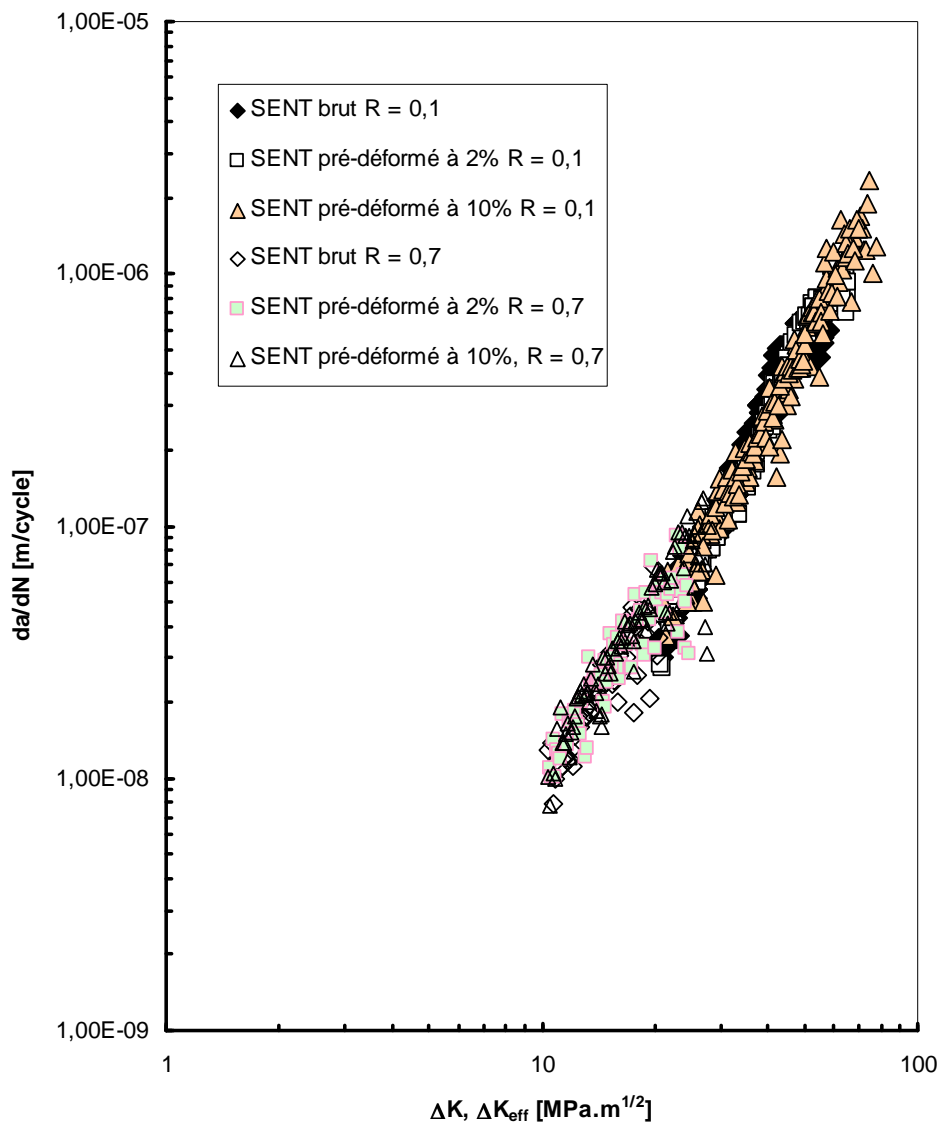
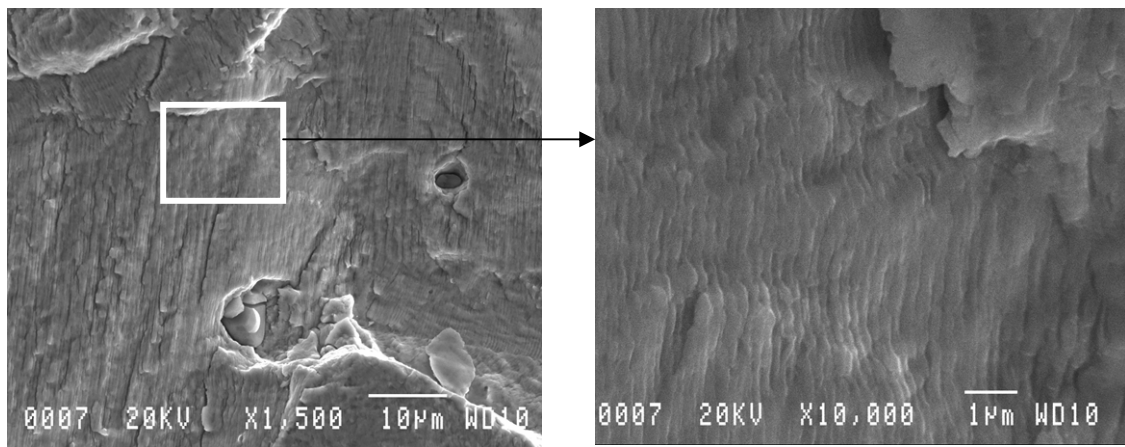
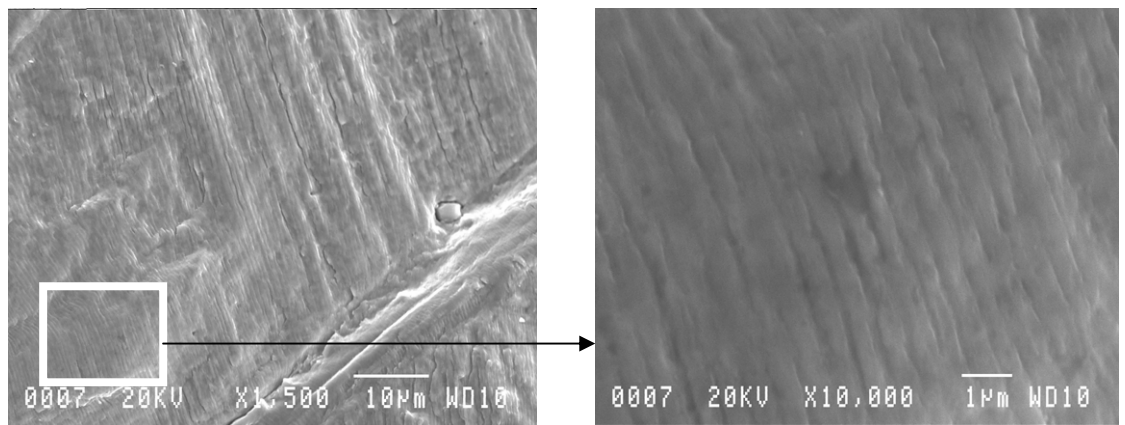


Figure 117: Courbes effectives des essais de fissuration à $R = 0,1$ et $R = 0,7$ sur éprouvettes brutes, pré-déformées à 2% et à 10%

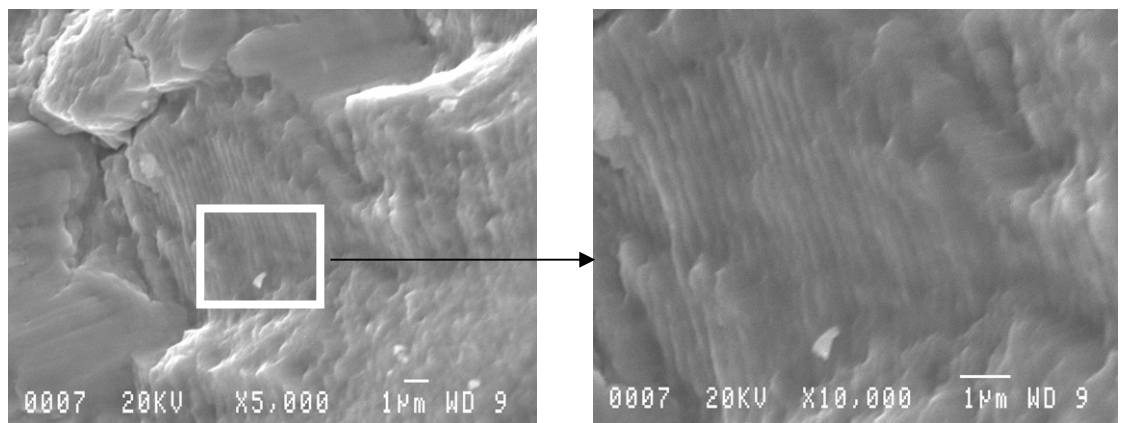
L'examen des faciès de rupture des éprouvettes brutes, pré-déformées à 2% et à 10% montre une grande similitude du chemin de la fissuration typique d'une propagation transgranulaire en stade II. Les Figure 118 et Figure 119 présentent les surfaces de rupture des différentes éprouvettes pour $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $\Delta K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La distance inter-stries de fatigue est en accord avec une propagation cycle à cycle tel qu'initialement décrit par Pelloux [164].



(a)

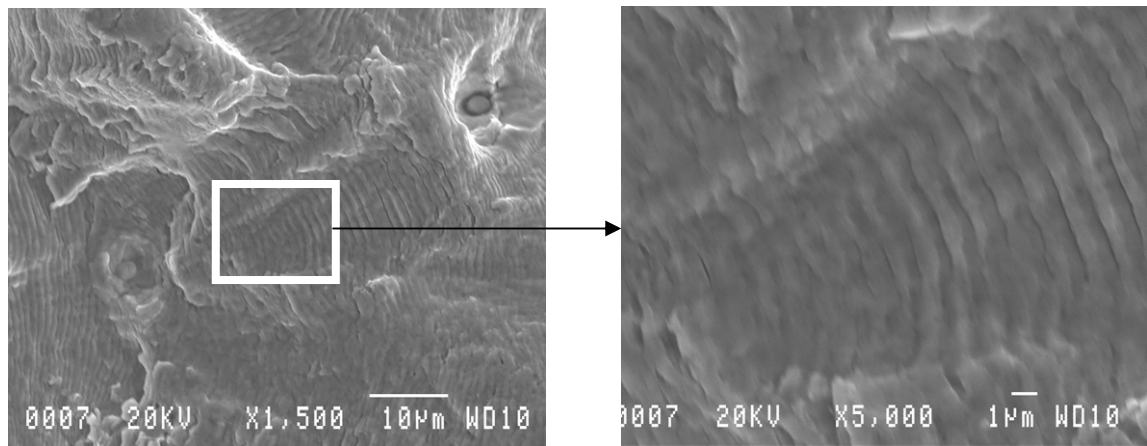


(b)

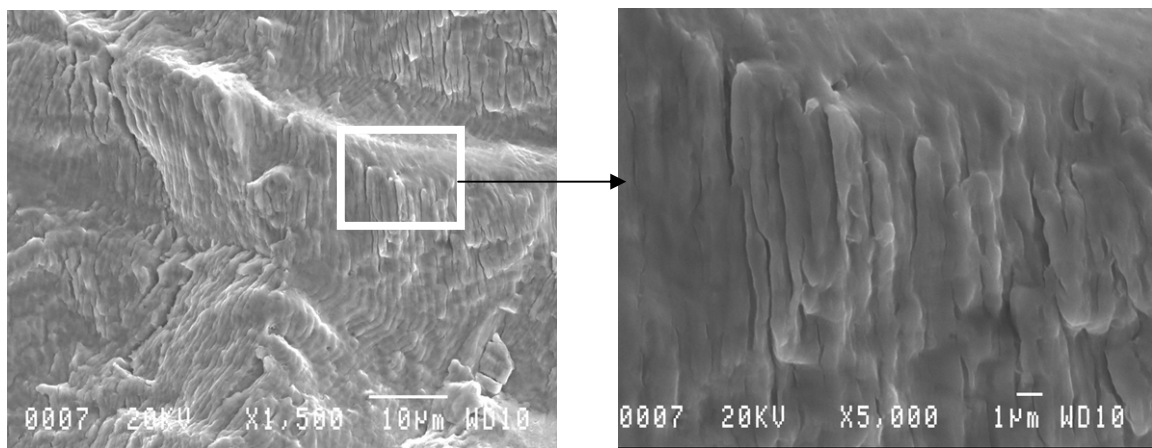


(c)

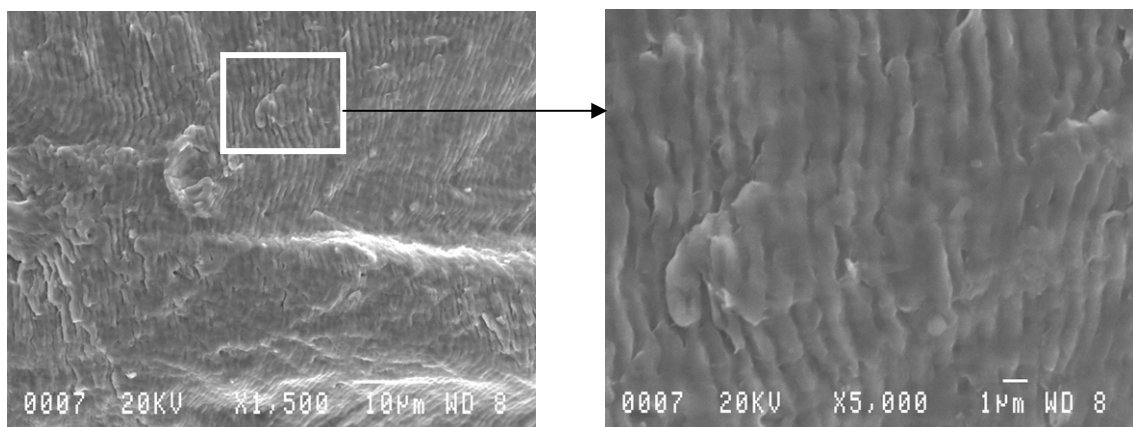
Figure 118: Surfaces des éprouvettes SENT rompues par fatigue ($\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $da/dN = 3.10^{-7} \text{ m/cycle}$). (a) brute ; (b) pré-déformée à 2% ; (c) pré-déformée à 10%



(a)



(b)



(c)

Figure 119: Surfaces de rupture des éprouvettes SENT testées à $\Delta K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $da/dN = 7.10^{-7} \text{ m/cycle}$. (a) brute ; (b) pré-déformée à 2% ; (c) pré-déformée à 10%

En conclusion, sur la base des résultats obtenus, il peut être conclu que la pré-déformation n'a aucune influence significative sur la propagation dans le domaine intermédiaire de ΔK où l'effet de la fermeture est ici absent.

Pour compléter cette analyse de l'effet d'une pré-déformation, le domaine proche du seuil, où l'effet de la fermeture est généralement accentué, a été exploré. Les courbes de propagation près du seuil sur éprouvettes SENT brutes et pré-déformées à 10% sont présentées dans la Figure 120. Lorsque ΔK est inférieur à 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, un effet de la pré-déformation est détecté en même temps qu'apparaît la fermeture. Par ailleurs, cet effet de la pré-déformation devient de plus en plus visible lorsque ΔK est de plus en plus proche du seuil. La valeur du seuil ΔK_{th} sur éprouvette brute, de l'ordre de 6 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ s'avère nettement plus faible sur éprouvette pré-déformée à 10%, soit de l'ordre de 4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

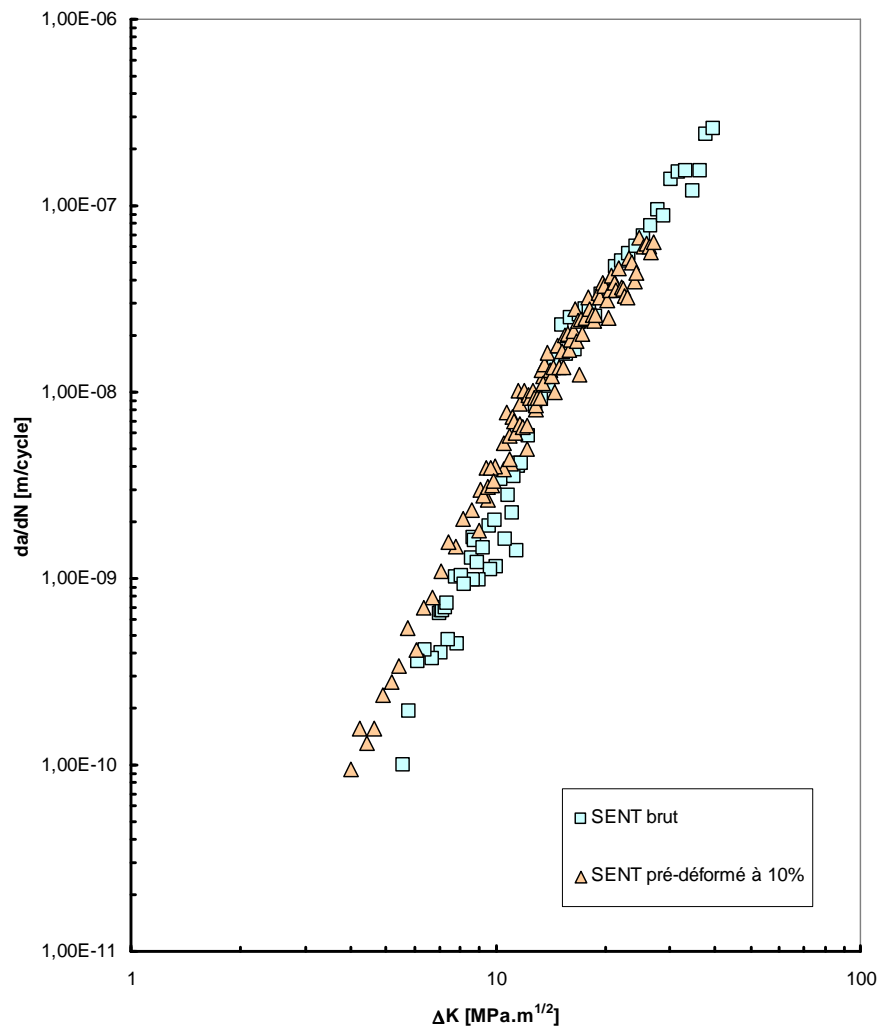


Figure 120: Courbes nominales de propagation da/dN - ΔK près du seuil sur éprouvettes brute et pré-déformée à 10% ($R = 0,1$; 20 Hz)

L'évolution du taux d'ouverture $U = \Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ en fonction de ΔK (Figure 121) montre clairement que le niveau de fermeture est moins important sur éprouvette pré-déformée à 10% que sur éprouvette brute.

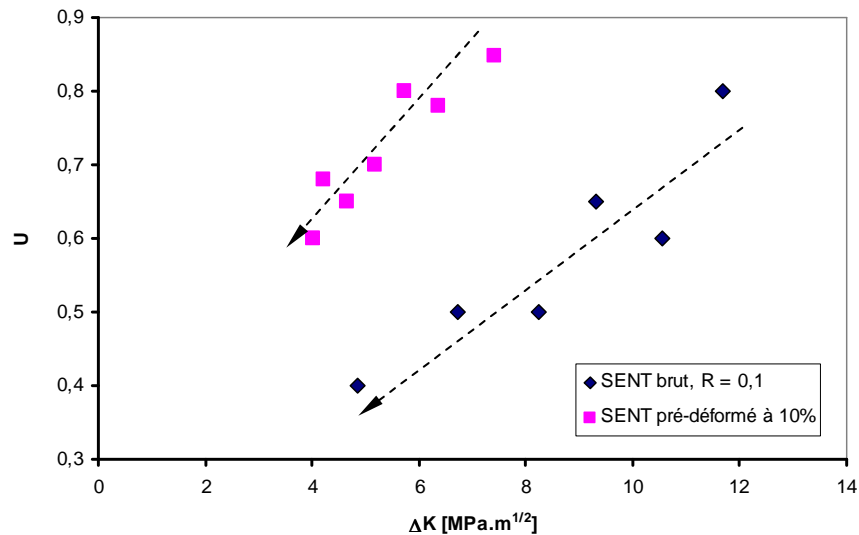


Figure 121: Evolution du taux d'ouverture U en fonction de ΔK dans le domaine proche du seuil pour les éprouvettes brute et pré-déformée à 10%

Lorsque la fermeture est corrigée, les courbes effectives (Figure 122) s'avèrent identiques avec une valeur de seuil effectif unique $\Delta K_{\text{th,eff}}$ valeur évaluée à 2,2 MPa $\sqrt{\text{m}}$ pour $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle. Ces résultats permettent de conclure que la pré-déformation affecte uniquement le niveau de fermeture, le mécanisme de fissuration restant identique.

Cette conclusion prend une dimension encore plus large si l'on considère l'ensemble des données de da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour les essais réalisés sur l'acier inoxydable 304L dans cette étude ainsi que lors de travaux antérieurs [153] comme illustré dans la Figure 122.

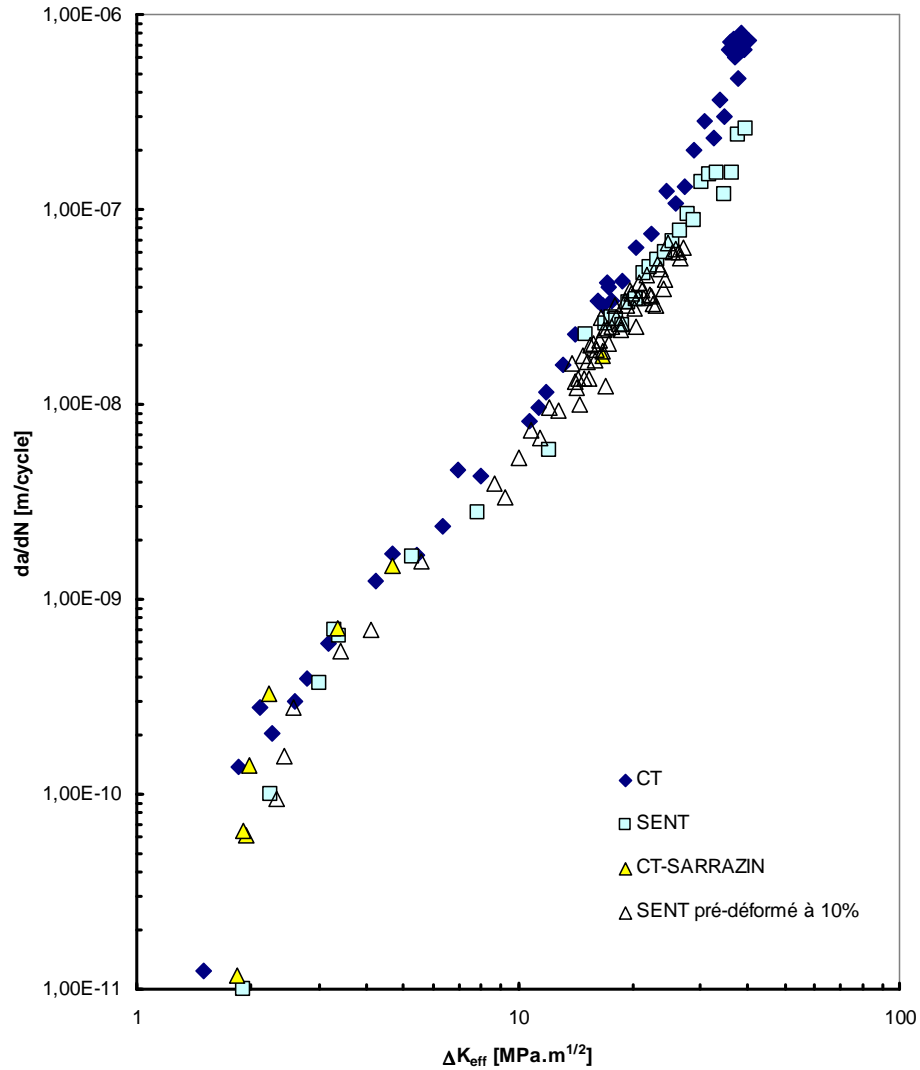


Figure 122: Courbes effectives de propagation dans le domaine près du seuil à $R = 0,1$ sur éprouvettes brute et pré-déformée à 10%

Les études de Pommier [165] sur les aciers austénitiques inoxydables A316 qui sont des matériaux très comparables au 304L ont montré une relation entre la fermeture et le comportement mécanique qui présente un effet Bauschinger traduit par l'écrouissage cinématique. Au cours du cyclage, le sillage plastique (Figure 123) sur les lèvres de la fissure induit le contact des deux lèvres pendant la décharge et contribue directement à la fermeture de la fissure. La taille de cette zone plastifiée a un effet significatif sur le niveau de la fermeture.

Déformation plastique résiduelle sur les lèvres de la fissure

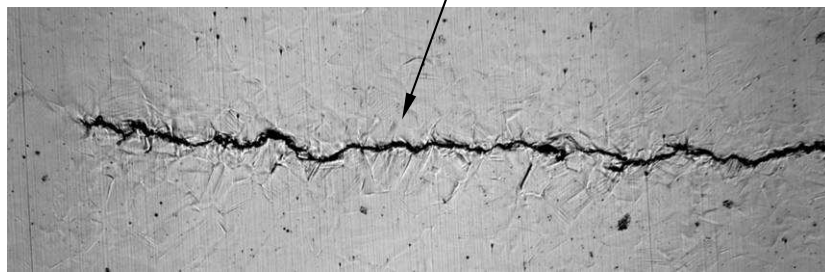


Figure 123: Profil de fissure avec mise en évidence du sillage plastique (zone plastifiée) sur les lèvres d'une fissure lors d'un essai de fissuration par fatigue avec un rapport de charge $R = 0,1$

On rappelle que la taille de cette zone plastifiée cyclique R_{pc} peut être calculée analytiquement tel que proposé par Rice et McClung [18, 94] :

$$R_{pc} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_o} \right)^2 \quad (\text{Equ. V. 3})$$

Il est clair que la limite d'élasticité σ_0 du matériau pré-écroui est plus grande que celle du matériau brut ce qui conduit à une taille de la zone plastique cyclique dans le matériau pré-écroui plus petite que celle dans le matériau brut pour une même valeur de ΔK appliqué.

D'un autre côté, sur les courbes d'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles obtenues lors des essais de fatigue oligocyclique à déformation totale imposée de $\pm 1\%$ sur éprouvettes cylindriques brute, pré-déformée à 2% et à 10% (Figure 124), on s'aperçoit que les niveaux de contraintes augmentent avec le taux de la pré-déformation. Inversement, pour un même niveau de contrainte imposée, l'amplitude de déformation $\Delta\varepsilon$ décroît avec le taux de la pré-déformation. Pour un même ΔK appliqué, la nouvelle amplitude de déformation plastique résiduelle cyclique créée sur les lèvres de la fissure est donc plus petite dans l'éprouvette pré-déformée que dans l'éprouvette brute ce qui entraîne une diminution du niveau de contraintes résiduelles en compression en pointe de la fissure pendant la décharge, et donc une baisse du niveau de la fermeture comme schématisé dans la Figure 125.

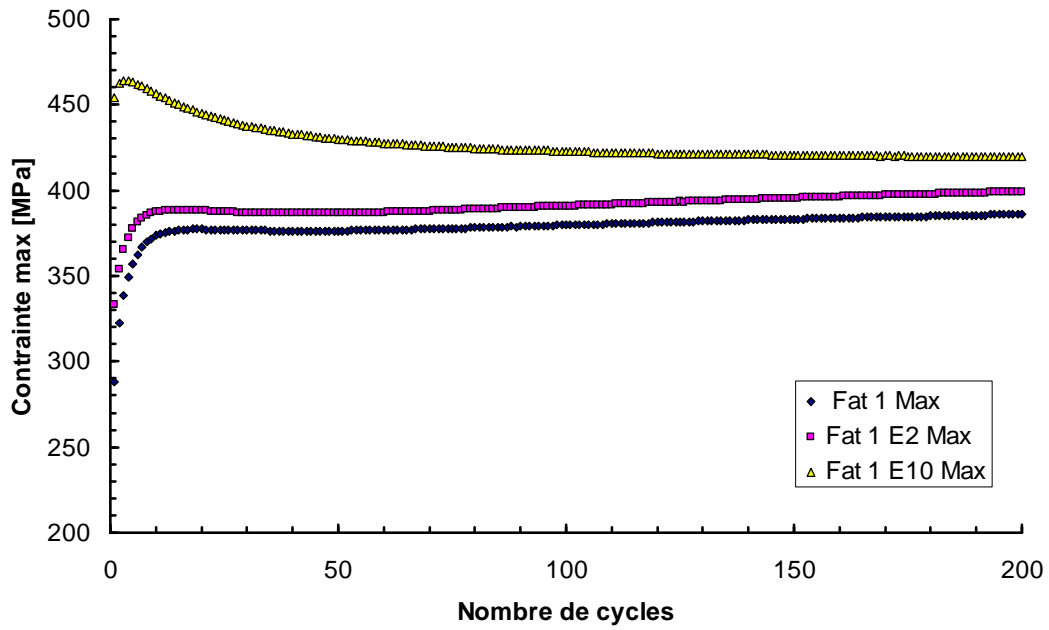


Figure 124: Evolution de la contrainte maximale obtenue lors des essais de fatigue oligocyclique à déformation totale imposée de $\pm 1\%$ sur éprouvettes brutes (Fat1), pré-déformée à 2% (Fat1 E2) et à 10% (Fat1 E10)

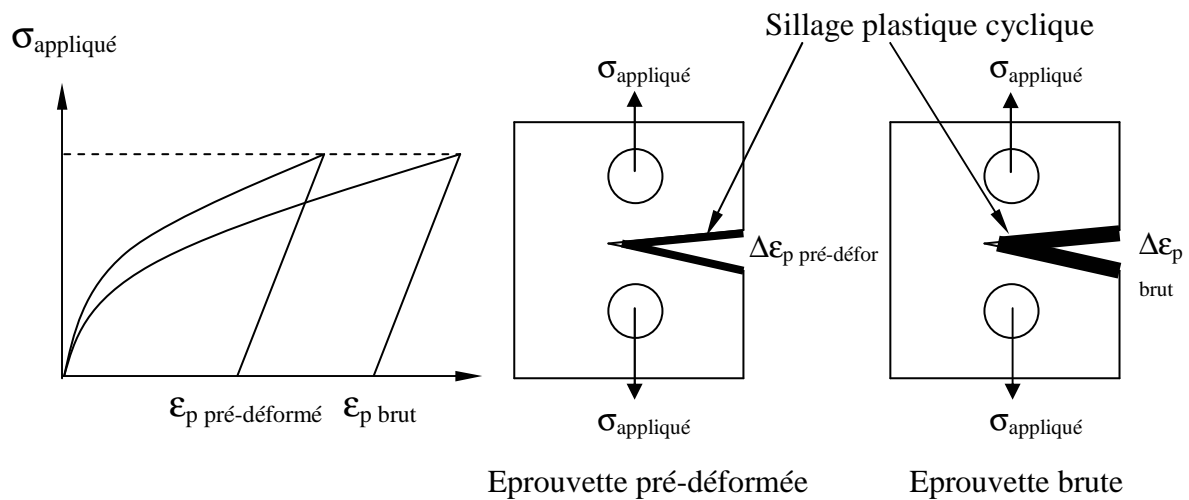


Figure 125: Illustration schématique du sillage plastique cyclique créé sur éprouvettes brute et pré-déformée

Toutes les courbes de propagation effective sont rassemblées sur la Figure 126. On notera le regroupement remarquable des points expérimentaux sur près de cinq décades de vitesse de propagation da/dN en comportement analogue pour toutes les conditions expérimentales ($R = 0,1$; $R = 0,7$; avec ou sans pré-déformation, géométrie SENT ou CT). Les caractéristiques communes sont ici l'alliage, l'environnement (air ambiant $\sim 50\%$ HR), la fréquence de 20 Hz.

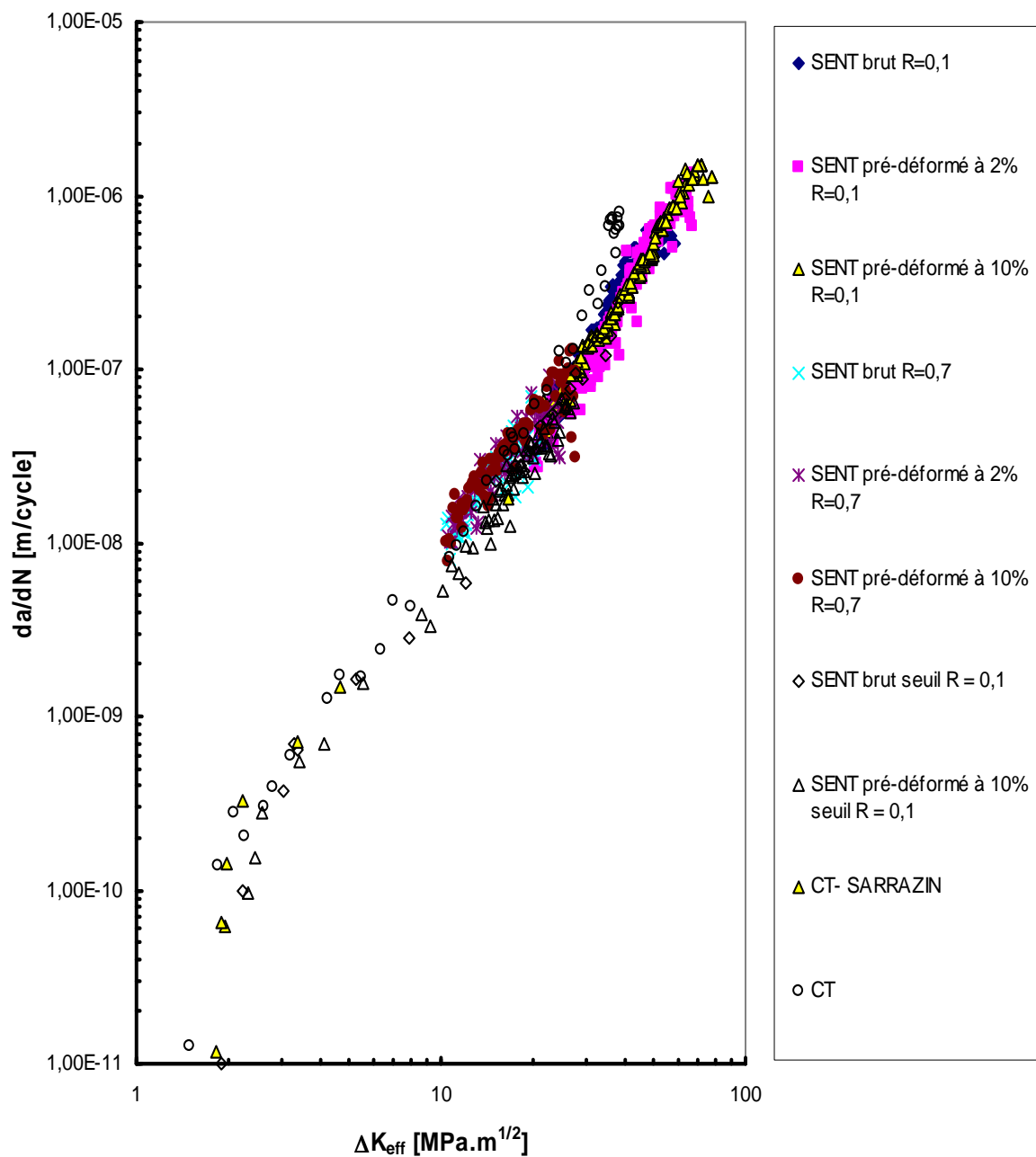


Figure 126: Courbes de propagation effective obtenues lors de tous les essais de fissuration sur le 304L réalisés au laboratoire

II.5. Effet de l'histoire du chargement

II.5.1. Chargement à ΔK constant

La Figure 127 illustre l'évolution du taux d'ouverture U mesuré sur des fissures longues propagées à différentes amplitudes constantes de ΔK appliquées avec un rapport de charge $R = 0,1$. On observe que, pour les fissures longues, U est indépendant de la longueur de fissure et surtout qu'il est insensible avec l'amplitude (constante) de ΔK appliquée. La valeur de U est sensiblement constante et égale à 0,72 pour les ΔK de 4,5 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

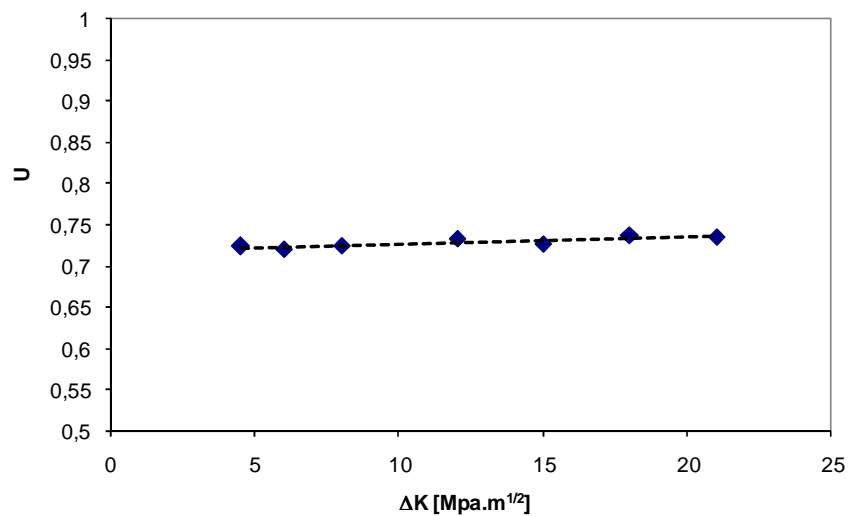


Figure 127: Evolution du taux d'ouverture U à différents niveaux de ΔK constants appliqués

II.5.2. Chargement à ΔK décroissant

L'évolution du taux d'ouverture U lors d'un essai à ΔK décroissant est illustrée dans la Figure 128. On observe que U décroît de 0,72 à 0,448 lorsque ΔK décroît progressivement de 21 à 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. La contribution de la fermeture est donc progressivement accentuée lorsque l'amplitude de ΔK décroît. Il est à noter que ce type de variation de ΔK correspond typiquement aux essais de seuil. La vitesse de propagation pour un ΔK donné va donc être plus lente dans ce type d'essai que pour un essai à ΔK constant pour lequel U demeure constant et égal à 0,72.

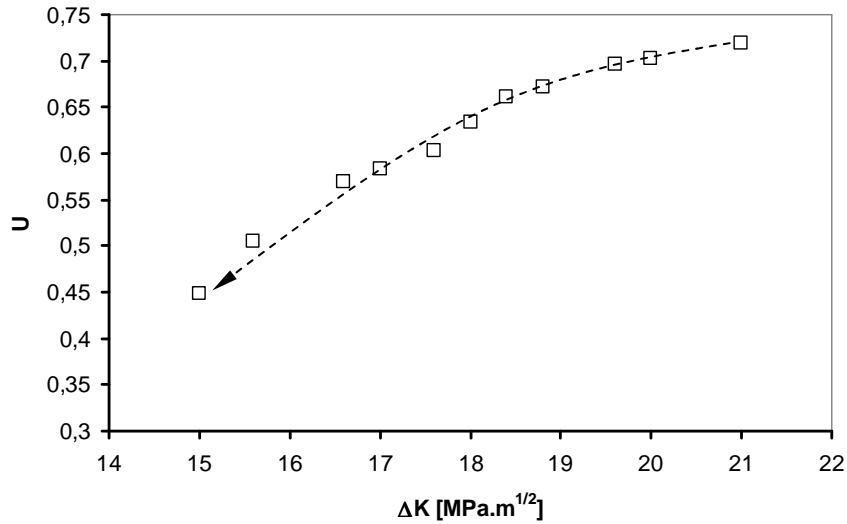


Figure 128: Evolution du taux d'ouverture U en fonction du ΔK décroissant de 21 MPa \sqrt{m} à 15 MPa \sqrt{m} , sous air à R = 0,1

II.5.3. Chargement à ΔK croissant

Le taux d'ouverture U, lors d'un essai de propagation d'une fissure à ΔK croissant, quand l'amplitude de ΔK croît de 15 à 21 MPa \sqrt{m} est donnée dans la Figure 129. Ce sont des conditions d'essais classiquement rencontrées pour établir une loi de propagation, notamment en opérant à amplitude de charge constante. Dans ces conditions, sur cet alliage, la contribution de la fermeture finit par disparaître lorsque ΔK devient supérieur à 20 MPa \sqrt{m} .

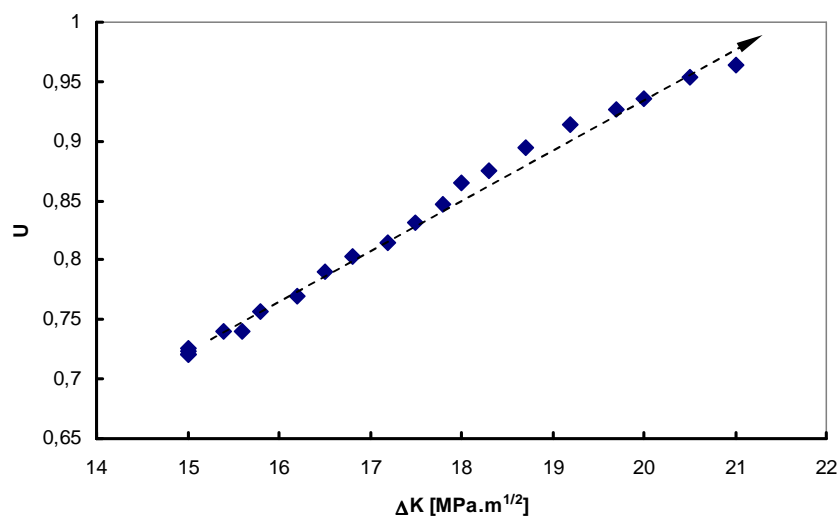


Figure 129: Evolution du taux d'ouverture U en fonction du ΔK croissant de 15 MPa \sqrt{m} à 21 MPa \sqrt{m} , à R = 0,1

L'évolution du taux d'ouverture U pour les fissures longues dans le même domaine de propagation (15 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) respectivement pour le chargement à ΔK constant, à ΔK décroissant et à ΔK croissant est présenté dans la Figure 130. Ces diagrammes mettent en bien évidence l'effet de l'histoire du chargement sur la contribution de la fermeture de fissure, et donc sur la vitesse de propagation. Le niveau de fermeture est plus élevé lorsqu'on opère à ΔK décroissant que lorsque l'on opère à ΔK croissant tandis que la fermeture demeure constante avec un taux d'ouverture U égal à 0,72 lorsqu'on opère à ΔK constant et ce à quelque niveau que ce soit.

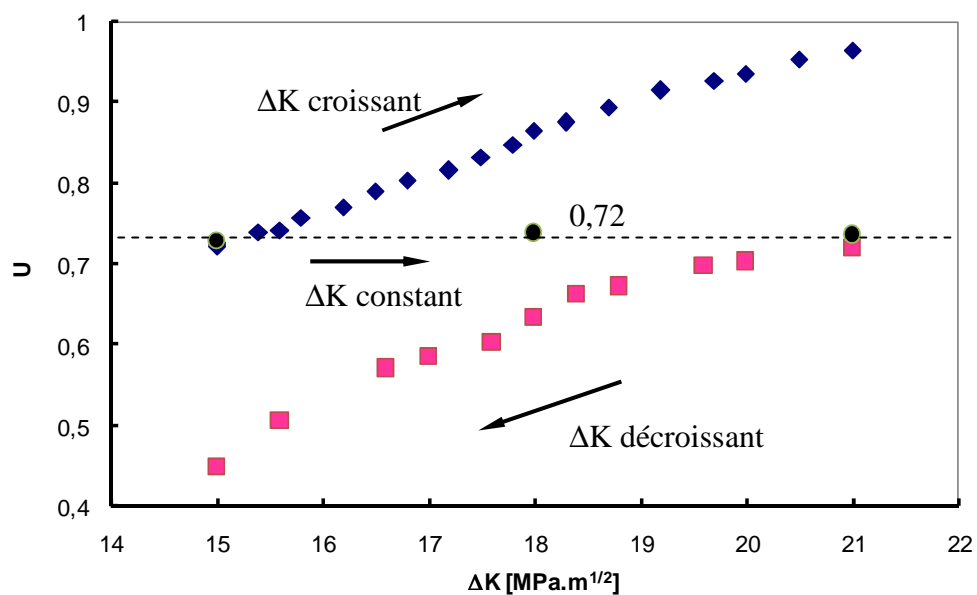


Figure 130: Evolutions des taux d'ouverture U des fissures longues obtenus lors des essais à ΔK constant, décroissant et croissant dans le domaine de 15 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Les courbes nominales de propagation correspondant aux trois types d'essais sont tracées dans la Figure 131. Si l'on se réfère à l'essai conduit à ΔK constant pour lequel le taux de fermeture est constant avec $U = 0,72$, on observe respectivement :

- au début de l'essai à ΔK croissant de 15 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, un même taux $U = 0,72$ qu'à ΔK constant est observé, puis à mesure où la fissure avance et que ΔK croît, on note une accélération de la propagation avec U augmentant de 0,72 vers 1, c'est-à-dire correspondant à une disparition de la fermeture. C'est ce qui avait été précédemment observé par

Sarrazin-Baudoux et al. [153] signalant lors d'essai à ΔK croissant, une telle disparition de la fermeture pour $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

- au début de l'essai à ΔK décroissant de 21 à 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, U est également égal à 0,72, puis à mesure où ΔK décroît, la propagation devient nettement plus lente avec U décroissant de 0,72 à 0,44 ce qui correspond à une augmentation du taux de fermeture.

Ces résultats expliquent la non similitude des courbes da/dN - ΔK à amplitude de ΔK croissante et décroissante, le comportement du matériau traduit par la loi effective da/dN - ΔK_{eff} restent cependant unique. Seuls les effets géométriques extrinsèques interviennent par jouer sur la fermeture.

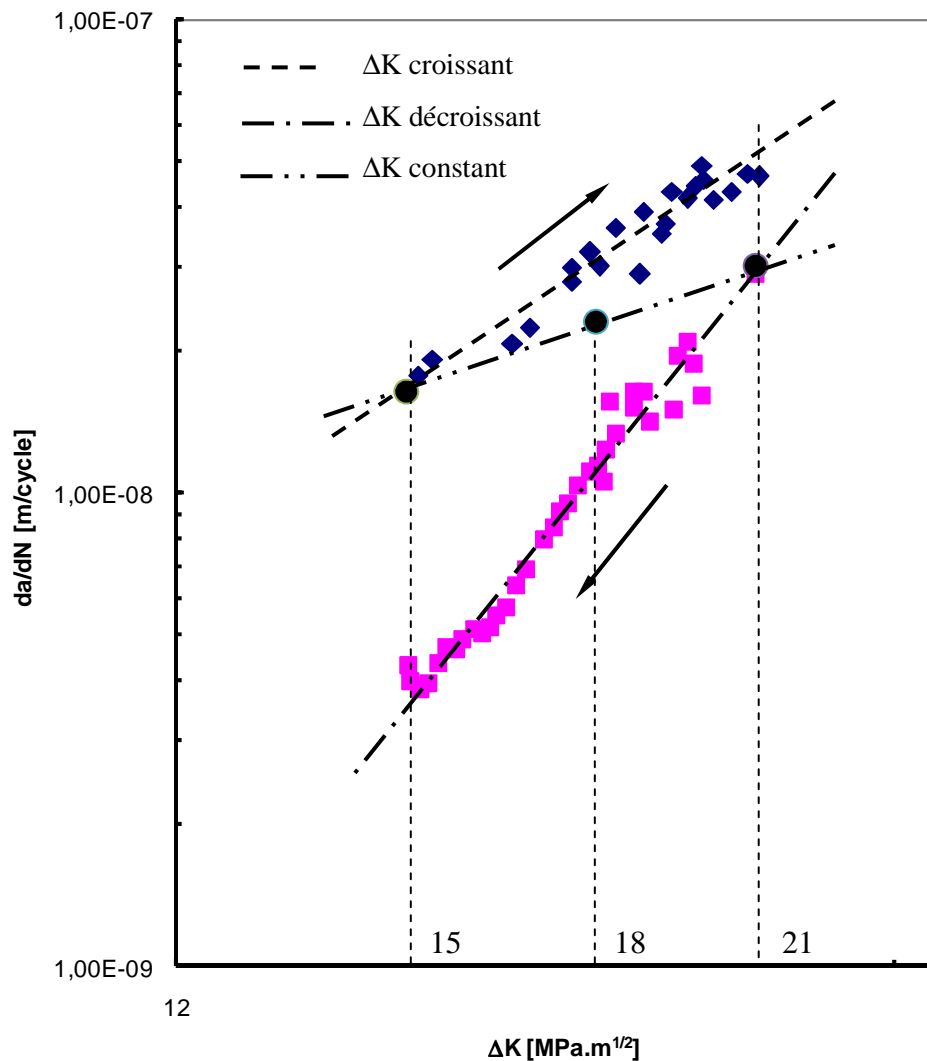


Figure 131: Courbes nominales de propagation à ΔK croissant, ΔK décroissant et ΔK constant dans le domaine de 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Lorsque l'effet de la fermeture est corrigé, dans les deux cas les courbes effectives de propagation s'avèrent identiques et analogue à la courbe $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$ de référence (Figure 132). L'histoire du chargement résulte ainsi d'une influence des conditions de chargement sur la fermeture.

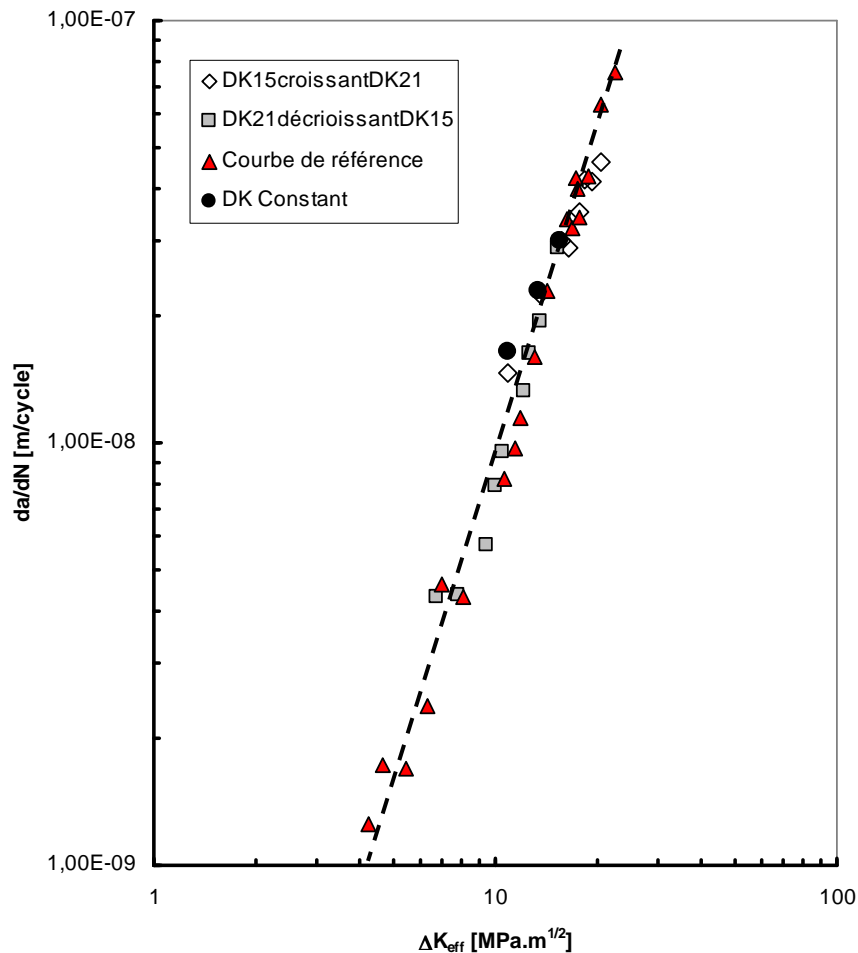


Figure 132: Courbes effectives $\Delta K - da/dN$ obtenues lors des essais à ΔK décroissant (21 MPa \sqrt{m} à 15 MPa \sqrt{m}) et à ΔK croissant (15 MPa \sqrt{m} à 21 MPa \sqrt{m})

II.5.4. Chargement à ΔK de type « Low-High »

Dans le cas d'une séquence « Low-High » c'est-à-dire un passage brutal de $\Delta K = 15$ à 21 MPa \sqrt{m} , le taux d'ouverture U stabilisé à 0,72 au cours de la préfissuration à $\Delta K = 15$ MPa \sqrt{m} , augmente très vite après un passage abrupt à $\Delta K = 21$ MPa \sqrt{m} et tend vers 1 ce qui signifie une disparition de la fermeture (Figure 131). Toutefois, si ΔK reste stabilisé à 21 MPa \sqrt{m} , on observe que U redescend progressivement jusqu'à 0,72. Ces résultats confirment

que le taux d'ouverture U pour une fissure longue à ΔK constant est constant et égale à 0,72. De plus, cette augmentation temporaire de U due à l'augmentation de l'amplitude de ΔK suivi par une stabilisation est cohérente avec les résultats de Borrego et al. [53] sur un alliage d'aluminium AlMgSil (6082) (Figure 134).

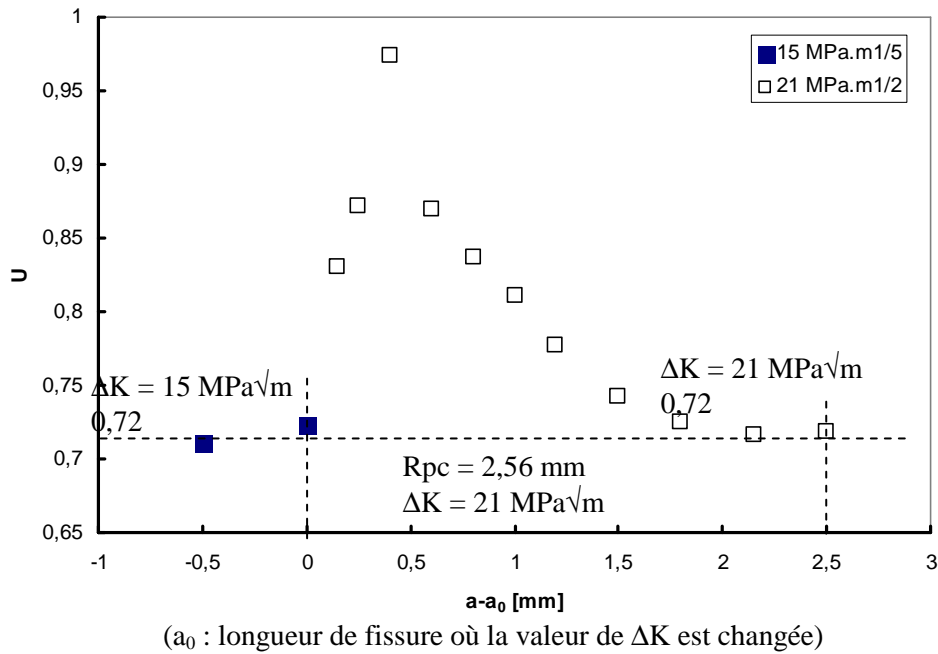


Figure 133: Evolution du taux d'ouverture U en fonction de l'avancée de la fissure da lors d'un essai « Low-High » de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ - $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $R = 0,1$

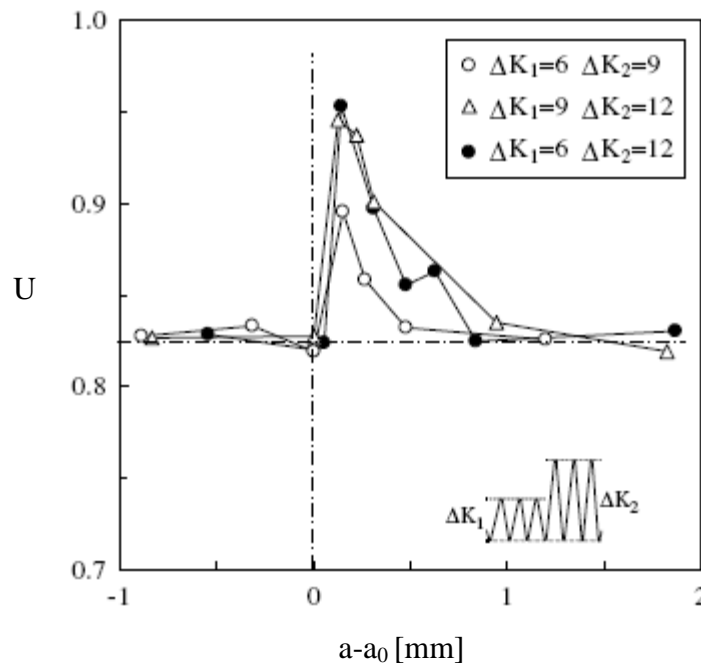


Figure 134: Evolution de U dans un alliage d'aluminium AlMgSil (6082) d'après Borrego et al [53]

La fermeture étant liée à la plasticité, ces résultats peuvent être analysés en fonction de l'évolution de ΔK , en l'occurrence de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Comme la zone plastique cyclique est donnée par $R_{pc} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2$ [18, 94] où la limite d'élasticité $\sigma_o = 117 \text{ MPa}$

(Tableau 2), il en découle que :

$$R_{pc} = 1,30 \text{ mm pour } \Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

$$R_{pc} = 2,56 \text{ mm pour } \Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

Le changement abrupt du chargement de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ induit une ouverture accentuée de la fissure associée à l'augmentation du K_{max} donc une augmentation du ΔCTOD (Crack Tip Opening Displacement). C'est la raison pour laquelle U tend vers 1 après le changement brutal de ΔK à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$: la fissure est alors presque totalement ouverte. La zone plastifiée cyclique R_{pc} créée précédemment au cours de la propagation à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ n'a plus d'effet sur la fermeture [95, 166-168], seule la nouvelle zone plastifiée cyclique R_{pc} créée progressivement au cours de la propagation de la fissure par fatigue à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ induit au fur et à mesure la zone de contact. Ceci explique que la fermeture augmente petit à petit jusqu'à l'état stabilisé avec un taux d'ouverture constant $U=0,72$ (Figure 133 et Figure 135) après 2,56 mm de propagation.

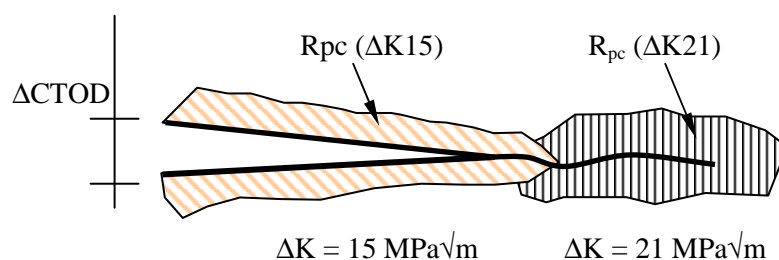


Figure 135: Illustration explicative des différentes zones plastiques sur les lèvres de la fissure lors d'un essai « Low-High » ($15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ - $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

II.5.5. Chargement à ΔK de type « High-Low »

Lors de l'essai « High-Low » ($21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} - 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), l'évolution de U en fonction de l'avancée de la fissure se manifeste par une diminution rapide de $0,72$ à $0,37$, suivie d'une augmentation progressive de U pour finalement retrouver le niveau stabilisé de $0,72$ (Figure 136). Cette évolution est ici encore en accord avec la littérature [53, 169, 170].

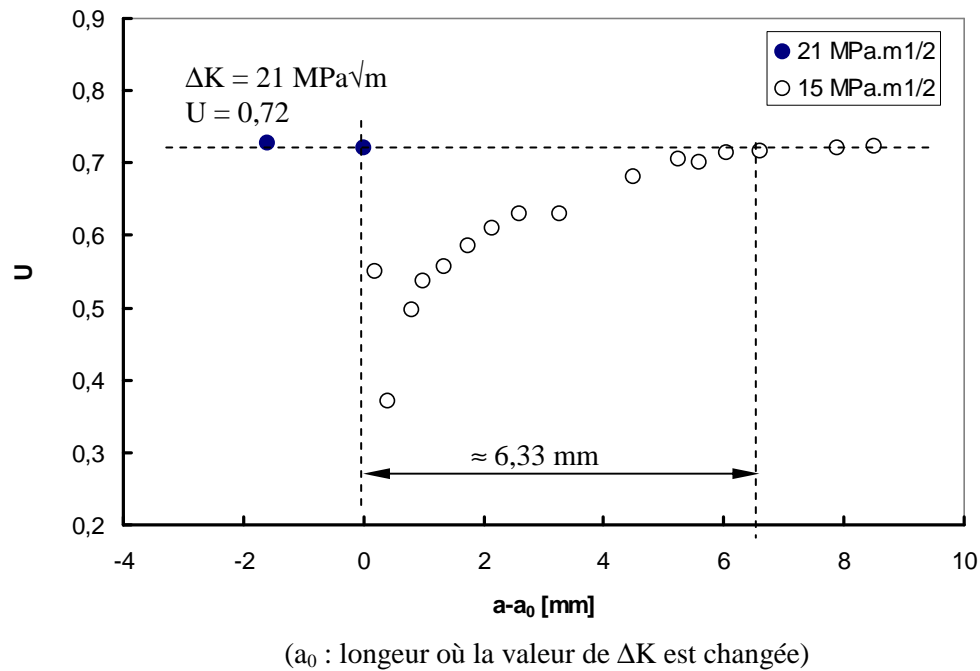


Figure 136: Evolution du taux d'ouverture U en fonction de la longueur de fissure da lors d'un essai « High-Low » de $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}-15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($R = 0,1 ; 20 \text{ Hz}$)

Plusieurs auteurs [166-168] ont tenté d'expliquer cette évolution de U par l'effet de la zone plastique monotone, en occurrence la zone R_p , créée par le chargement à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avant le changement à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec une accentuation de la fermeture pendant la propagation après la transition comme révélée par l'observation au MEB du faciès de rupture dont le contact s'avère important au bord de l'éprouvette (Figure 137).

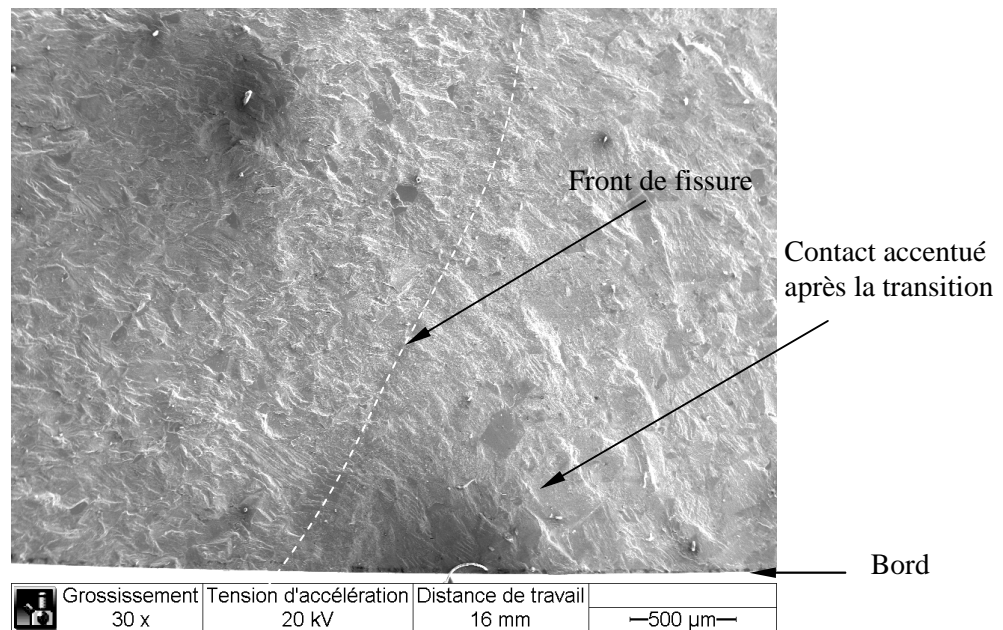


Figure 137: Observation au MEB du faciès de rupture de l'éprouvette dans la zone de transition du chargement « High-Low » de $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($R = 0,1$; 20 Hz)

En effet, le changement abrupt de $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ induit une diminution brutale de ΔCTOD . Une grande partie des lèvres de la fissure vient en contact de nouveau à cause de la déformation plastique résiduelle créée au cours de la propagation à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'étendue de cette zone de contact correspond à la taille de zone plastique monotone R_p (Figure 138). Selon McClung et Rice [18, 94], R_p s'exprime comme suit :

$$R_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_o} \right)^2 \quad (\text{Equ. V. 4})$$

alors $R_p = 6,33 \text{ mm}$, pour $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

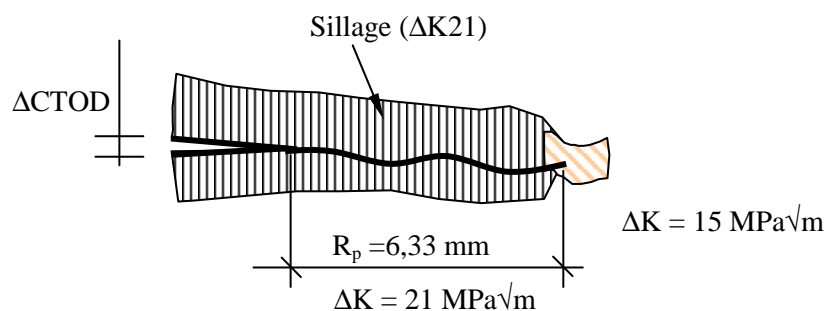


Figure 138: Illustration schématique de la zone de contact sur les lèvres de la fissure au moment du changement de $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Quand la fissure continue à se propager à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, après une avancée de 6,33 mm, la fermeture se produit au delà de la zone plastique monotone créée par le chargement à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La fermeture est alors uniquement induite par la déformation plastique cyclique résiduelle créée par le chargement à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 139) sans influence du chargement $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec un taux d'ouverture stabilisé $U = 0,72$ (Figure 136).

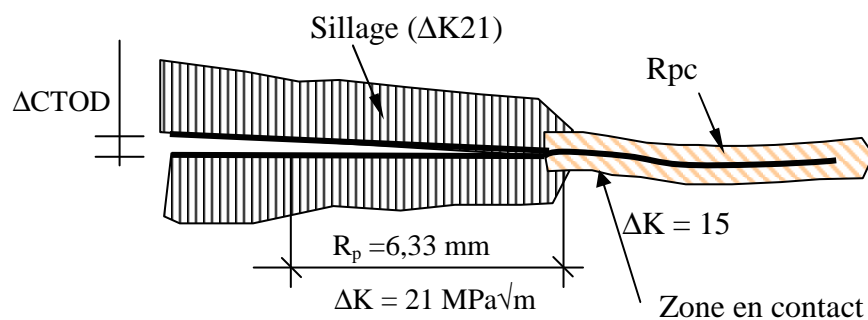


Figure 139: Illustration schématique de la zone de contact sur les lèvres de la fissure après une propagation de 6,33 mm à $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

II.6. Synthèses

Sur la base des résultats de la propagation d'une fissure longue, nous pouvons conclure que :

- il y a un effet d'environnement seulement dans le domaine des faibles ΔK près du seuil (inférieur à $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) lorsque la vitesse de propagation est inférieure à 10^{-8} m/cycle . Cet effet d'environnement est lié à la fois au phénomène d'adsorption de vapeur d'eau mais également à la fragilisation par l'hydrogène.
- La fermeture est un des paramètres essentiels pour caractériser le comportement de la propagation d'une fissure car la présence de la

fermeture diminue la vitesse de la propagation. Pourtant, la fermeture elle-même dépend de la géométrie d'éprouvette choisie et surtout, elle est très sensible à l'histoire du chargement, notamment la fermeture est réduite sur éprouvette pré-déformée. Pour le 304L, le niveau de fermeture est constant avec un taux d'ouverture $U = 0,72$ indépendant du chargement lorsque ΔK appliqué est constant avec un rapport de charge $R = 0,1$ sur éprouvette CT-50. Il y a une évolution dissymétrique du taux d'ouverture entre des essais à ΔK croissant et décroissant, la fermeture étant diminuée dans le cas de ΔK croissant et accentuée dans le cas de ΔK décroissant, tandis que dans le cas de ΔK constant, le niveau de fermeture est constant et indépendant du ΔK appliqué avec un taux d'ouverture $U = 0,72$. De plus, les essais « Low-High » et « High-Low » ont mis en évidence la dépendance de la fermeture à la taille de zone plastifiée créée par différentes histoires du chargement (ΔK).

III. PROPAGATION D'UNE FISSURE COURTE PAR FATIGUE A ΔK CONSTANT

III.1 Introduction

Les travaux antérieurs présentés dans le chapitre dédié à la bibliographie ont montré clairement que pour des fissures physiquement courtes 2D, la propagation accélérée (communément appelée effet fissure courte) peut être expliquée par une évolution de la fermeture en fonction de la longueur de fissure [57, 79-82]. Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques (304, 316), la fermeture a été attribuée à un effet induit par le sillage plastique en contact au cours du cyclage sur les lèvres de la fissure. Donc pour bien caractériser le comportement en propagation d'une fissure physiquement courte, il est nécessaire de connaître l'évolution de la fermeture en fonction de la longueur du sillage plastique. Comme le montrent les résultats précédents sur les fissures longues, la fermeture est sensiblement affectée par l'histoire du chargement notamment l'amplitude de ΔK qui génère différentes tailles de sillage plastique. Pour s'affranchir de ces effets d'histoire du chargement, les essais ont été effectués à différentes amplitudes constantes du facteur d'intensité de contraintes ΔK afin de découpler l'influence de la longueur et de celle de la taille du sillage plastique.

III.2. Effet de la longueur de fissure sur la fermeture d'une fissure par fatigue créée à ΔK constant

Les essais ont été réalisés sur plusieurs éprouvettes CT-50 d'épaisseur de 10 mm (Figure 65) à différents niveaux de ΔK constant avec un rapport de charge $R = 0,1$ afin de quantifier la fermeture de la fissure en fonction de la longueur de la fissure selon différentes tailles de sillage plastique résiduel comme décrit précédemment dans le chapitre III.

La Figure 140 présente l'évolution du facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture K_{op} en fonction soit de la longueur de la fissure obtenue lors des usinages progressifs du sillage uniforme préalablement créé à ΔK constant de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ou bien les valeurs de K_{op} mesurées lors de la propagation consécutive de la fissure courte par le même niveau de ΔK constant et pour une longueur comparable à celle résiduelle. La comparaison de ces résultats

met en évidence une remarquable similitude qui montre clairement la dépendance de la fermeture vis-à-vis de la longueur de la fissure indépendamment de la méthode d'obtention de cette fissure. Sur la figure, deux domaines sont observés :

- un domaine de fissure courte où la fermeture dépend fortement de la longueur de sillage en contact où la valeur de K_{op} croît rapidement avec la longueur jusqu'à une longueur critique notée da_{cr}
- un autre domaine dit de fissure longue pour $da > da_{cr}$ où la fermeture est indépendante de la longueur du sillage avec une valeur constante de K_{op} notée $K_{op,FL}$.

La longueur critique da_{cr} s'avère être un paramètre crucial pour la conception technologique des structures puisque lorsque $da < da_{cr}$, la vitesse de propagation peut être dangereusement accélérée à cause de la diminution importante du niveau de la fermeture.

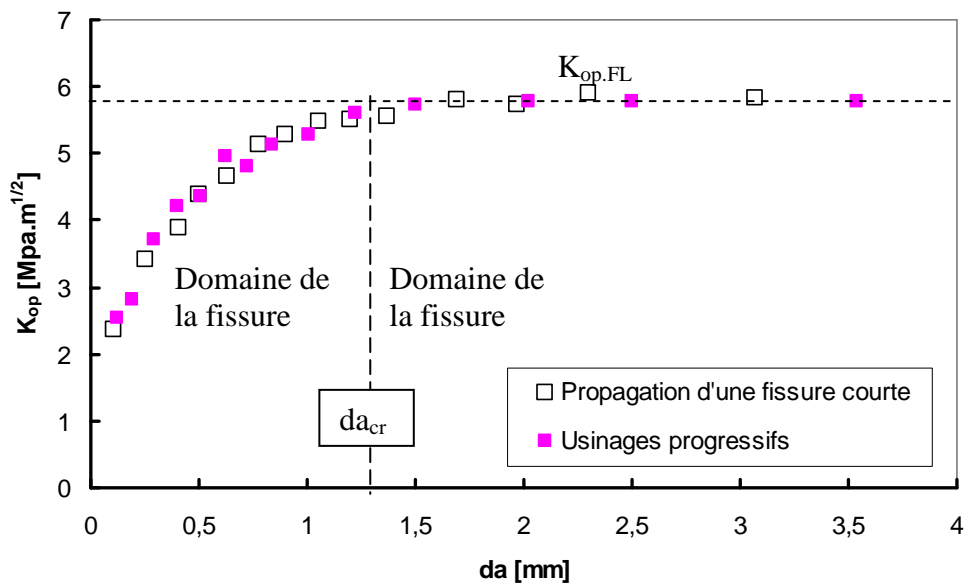


Figure 140: Evolution de K_{op} en fonction de la longueur de fissure obtenue par usinages progressifs puis par la propagation de la fissure courte à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Les résultats illustrés dans la Figure 141 récapitulent toutes les valeurs de K_{op} mesurées en fonction de la longueur de la fissure pour toutes les amplitudes ΔK appliquées de $4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Il est à noter que les résultats pour chaque ΔK regroupent ceux

des usinages progressifs et ceux de la propagation de la fissure courte. Les évolutions sont typiquement analogues avec, dans tous les cas, les deux domaines de part et d'autre de da_{cr} frontière entre les domaines de fissures courtes et longues. On s'aperçoit que da_{cr} augmente en fonction de ΔK appliqué.

Un résultat cohérent ressort de l'ensemble des mesures de K_{op} effectuées sur cet alliage à amplitude de ΔK constante : le niveau de fermeture dans le domaine de fissure longue s'avère constant avec $U = 0,72$ pour ΔK de $4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

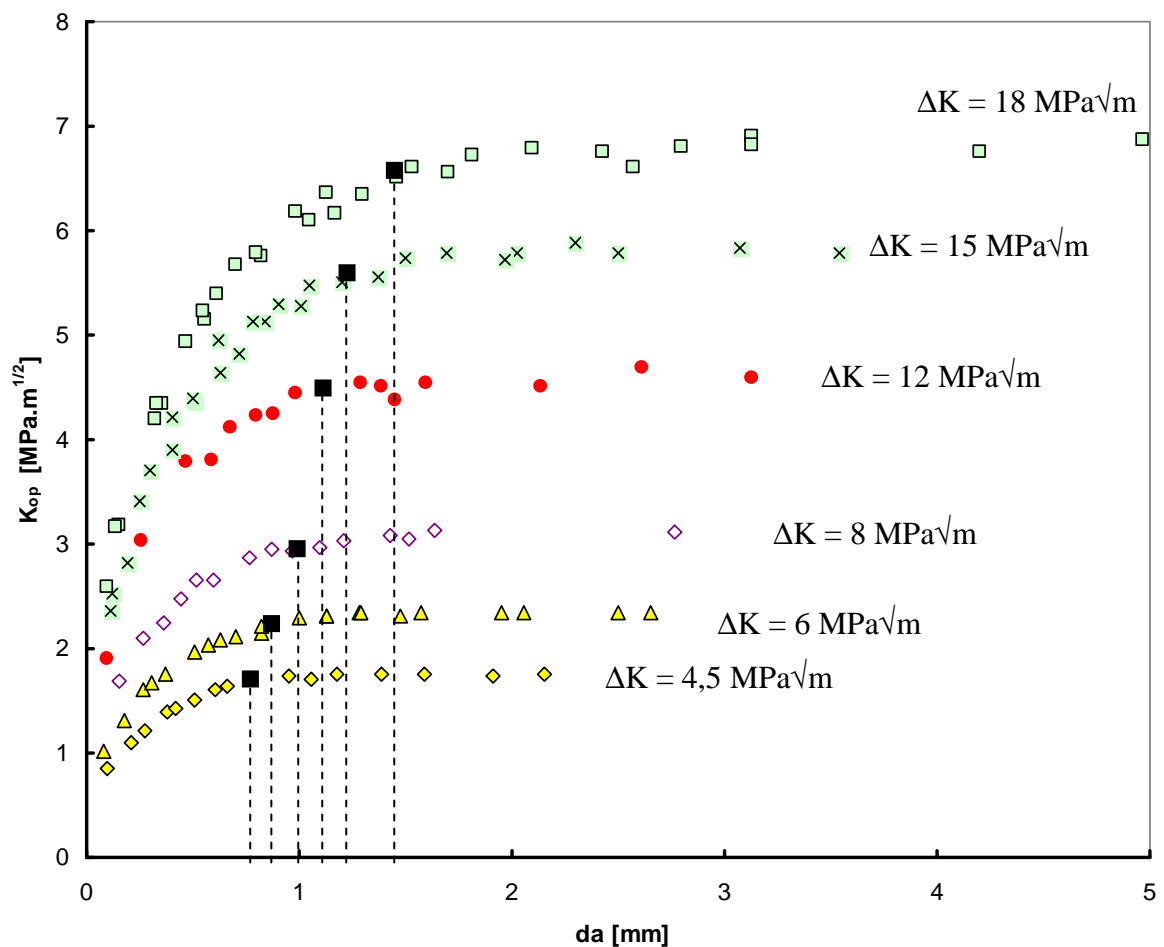
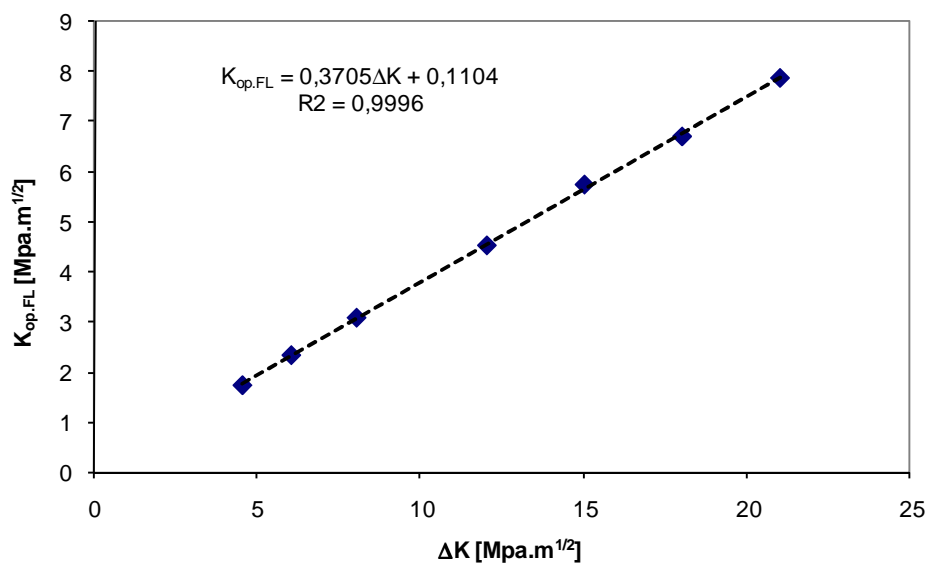


Figure 141: Evolution de K_{op} en fonction de la longueur de la fissure pour tous les ΔK constants appliqués

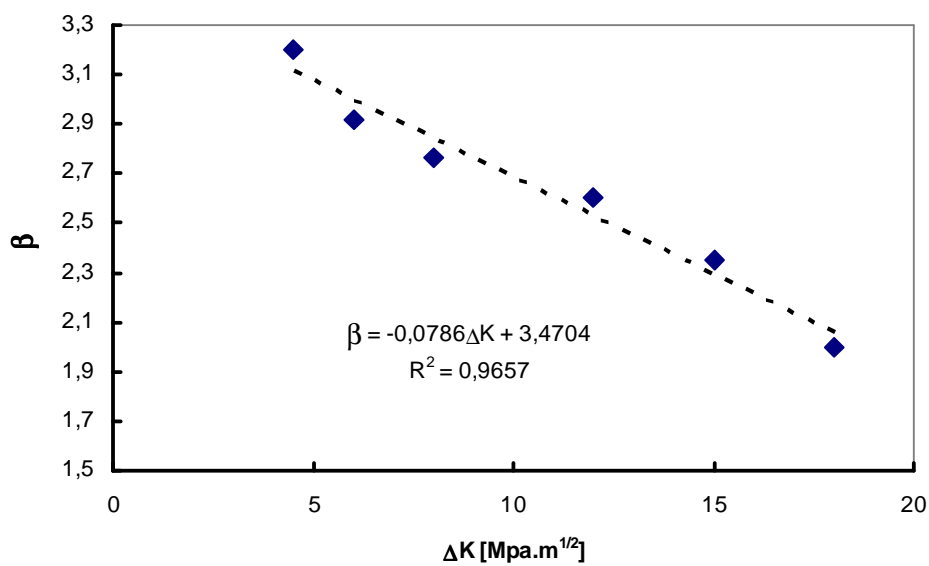
Une expression analytique a été proposée pour modéliser l'évolution de K_{op} en fonction de la longueur du sillage da et de l'amplitude de ΔK appliqués :

$$K_{op} = (K_{op,FL} - K_{min}) (1 - e^{-\beta \cdot da}) + K_{min} \quad (\text{Equ. V. 5})$$

où β est un paramètre déterminé expérimentalement. Les diagrammes de la Figure 142 montrent les relations linéaires de $K_{op,FL}$ et β en fonction de ΔK telles qu'elles ressortent des résultats obtenus.



(a)



(b)

Figure 142: Evolution de $K_{op,FL}$ (a) et β (b) en fonction de ΔK appliqué

L'évolution analytique de K_{op} présente un très bon accord avec l'expérience pour tous les niveaux de ΔK considérés (Figure 143).

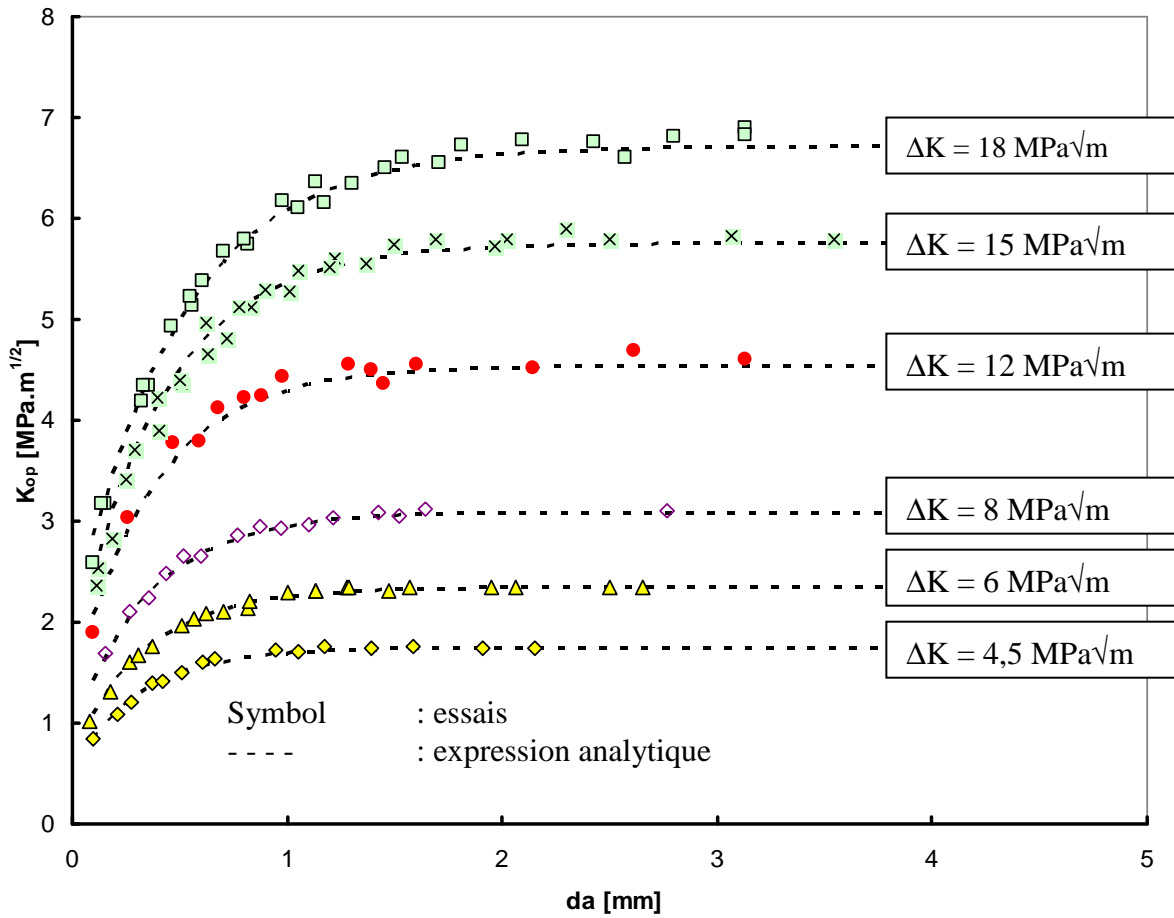


Figure 143: Comparaison de l'évolution de K_{op} expérimentale et analytique

Par ailleurs, on peut estimer la longueur critique da_{cr} à l'aide de cette expression analytique en considérant un décalage de 5% par rapport à la valeur stabilisée $K_{op,FL}$. La Figure 144 illustre la détermination de da_{cr} pour un décalage de 5%.

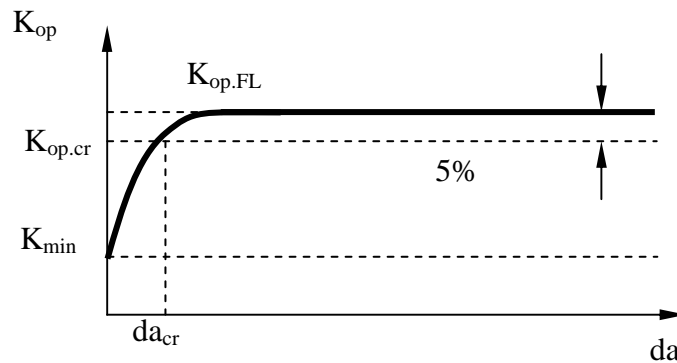


Figure 144: Détermination de da_{cr} à partir de l'expression analytique

De l'équation (Equ.V.5), on déduit :

$$da = -\frac{1}{\beta} \ln \left(1 - \frac{K_{op} - K_{min}}{K_{op.FL} - K_{min}} \right) \quad (\text{Equ. V. 6})$$

On a donc :

$$da_{cr} = -\frac{1}{\beta} \ln \left(1 - \frac{K_{op.cr} - K_{min}}{K_{op.FL} - K_{min}} \right) \quad (\text{Equ. V. 7})$$

$$\text{où } K_{op.cr} = K_{min} + 0,95 (K_{op.FL} - K_{min})$$

$$\text{soit } da_{cr} = -\frac{1}{\beta} \ln(0,05) \quad (\text{Equ. V. 8})$$

Comme illustré précédemment dans la Figure 142b, β décroît linéairement avec ΔK , on obtient finalement une expression de da_{cr} en fonction de ΔK de la forme:

$$da_{cr} = \frac{\ln(0,05)}{0,0786\Delta K - 3,4704} \quad (\text{Equ. V. 9})$$

Les valeurs de da_{cr} calculées pour différents niveaux de ΔK sont données dans la Figure 145. On constate que da_{cr} croît de 0,96 mm à 1,457 mm pour ΔK varie de 4,5 à 18 MPa \sqrt{m} .

L'étendue du domaine des fissures courtes croît donc avec ΔK mais de façon limitée

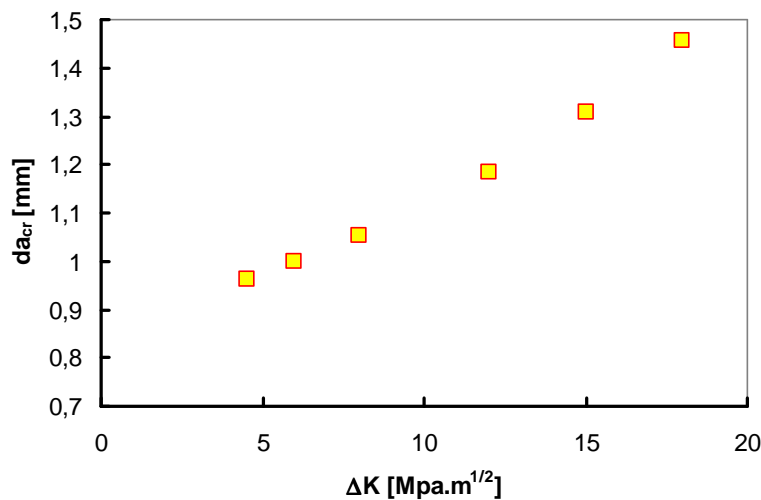


Figure 145: Evolution de da_{cr} en fonction de ΔK appliqué

III.3. Synthèse

Sur la base des résultats de caractérisation de la fermeture de la fissure en fonction de la longueur du sillage plastique en contact à différents niveaux de ΔK constant, on peut conclure que :

- Dans le domaine de fissure courte où la longueur de la fissure est inférieure à une longueur critique da_{cr} , la fermeture dépend fortement de la longueur du sillage
- Dans le domaine de fissure longue où la longueur est supérieure à da_{cr} , la fermeture est indépendante de la longueur de sillage. Les valeurs de facteur d'intensité des contraintes à l'ouverture K_{op} se stabilisent à $K_{op,FL}$ croissant linéairement avec ΔK appliqué
- Une expression analytique peut être proposée pour décrire l'évolution de K_{op} en fonction de la longueur du sillage à différents niveaux de ΔK
- La longueur critique da_{cr} croît de 0,96 mm à 1,457 mm pour ΔK variant de 4 à 18 MPa \sqrt{m}

IV. CONCLUSIONS

Sur l'ensemble des travaux expérimentaux réalisés, on peut déduire les remarques ci-dessous peuvent être proposées :

- L'effet de l'environnement agit sur le comportement de la propagation d'une fissure. Dans la gamme des faibles vitesses de fissuration et près du seuil, le comportement sous vide correspond toujours au stade II intrinsèque alors que sous air intervient un changement de régime avec l'apparition d'une propagation accélérée compatible avec le stade II assisté par l'hydrogène. Dans la gamme des vitesses de propagation moyennes pour ΔK à partir de $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, l'environnement n'a peu d'effet sur la cinétique de fissuration, le régime de propagation sous air étant proche du stade II intrinsèque défini sous vide, un effet limité de l'adsorption de la vapeur d'eau atmosphérique pouvant expliquer l'accélération modérée de la fissure à l'air.
- L'effet de la pré-déformation affecte seulement le niveau de fermeture de la fissure. Lorsque la fermeture est corrigée, cet effet est absent. Ceci est lié directement au sillage plastique résiduel sur les lèvres de la fissure qui vient en contact pendant la décharge. Sur la base des résultats obtenus, il est montré que le sillage plastique résiduel est réduit dans le matériau pré-déformé ce qui conduit à une diminution du niveau de contraintes résiduelles en compression lors du contact, donc le niveau de fermeture est plus petit dans le matériau pré-déformé.
- La fermeture d'une fissure dépend sensiblement de l'histoire du chargement. Pour tous les essais effectués à ΔK constants, les valeurs du facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture K_{op} se stabilisent avec un taux d'ouverture constant $U = 0,72$ ce qui constitue un résultat intéressant pour le matériau 304L étudié. Les essais à ΔK croissant et décroissant mettent en évidence une variation du taux d'ouverture donc la fermeture. L'essai de séquence « Low-High » présente une augmentation du taux d'ouverture U , en partant de la valeur initiale de $0,72$, au passage de ΔK de 15 à $21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ correspondant à une disparition de la fermeture. U redescend au fur et à mesure à la valeur initiale de $U = 0,72$ après une propagation, à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, de $2,56 \text{ mm}$ correspondant à la zone plastique

cyclique associée. Par ailleurs, l'essai de séquence « High-Low » montre une fermeture accentuée énormément au passage de ΔK de 21 à 15 MPa \sqrt{m} correspondant à une diminution importante du taux d'ouverture U de la valeur initiale de 0,72. Après une propagation de 6,33 mm correspondant à la zone plastique monotone créée avant le chargement de ΔK soit 21 MPa \sqrt{m} , U remonte jusqu'à la valeur initiale de 0,72.

- Afin d'isoler l'effet de l'histoire du chargement sur la fermeture, les essais de fissuration à ΔK constant ont été effectués. On observe que la fermeture dépend fortement de la longueur lorsque la fissure est d'une longueur a inférieure à une longueur critique a_{cr} . Cette longueur critique a_{cr} croît avec l'amplitude de ΔK appliquée. Lorsque $a > a_{cr}$, il est vérifié que la fissure est considérée comme longue dont la fermeture est indépendante de la longueur de la fissure avec un taux d'ouverture $U = 0,72$.

Chapitre VI

DIALOGUE NUMERIQUE ET EXPERIMENTAL

Dialogue numérique et expérimental

I. SIMULATION NUMERIQUE EN 3D

Après la naissance du concept de la mécanique de la rupture, beaucoup d'études ont été lancées pour caractériser le comportement en propagation d'une fissure ainsi que pour essayer de comprendre les phénomènes associés notamment la fermeture de la fissure. Des efforts ont été réalisés pour développer des outils expérimentaux permettant d'acquérir des données qui expliquent le comportement local en pointe de la fissure. Comme décrit dans la partie bibliographique, ces outils expérimentaux ne permettent généralement que de caractériser les phénomènes à la surface de l'éprouvette. De plus, la mise en place de ces outils est sophistiquée et coûteuse. L'interprétation des résultats peut être souvent difficile. La simulation numérique devient alors un outil robuste pour répondre à nos besoins. La présente étude numérique a notamment pour l'objectif de simuler de manière tridimensionnelle, avec ABAQUS, la propagation d'une fissure avec construction du sillage plastique résiduel le long des lèvres de la fissure pour tenir compte de l'effet de fermeture par la plasticité. Ceci doit nous permettre de caractériser en 3D le comportement local en front de fissure. Le but est d'établir une relation précise entre la variation globale de la complaisance et le comportement de contact en pointe de fissure.

I.1. Structure de l'étude et conditions aux limites

Pour des raisons de symétrie, la structure retenue pour la simulation est un quart d'éprouvette, soit CT-50 (Figure 146a) soit SENT (Figure 146b), coupé selon les plans de symétrie (Plans 2 et 3). Le plan horizontal (Plan 2) sera considéré comme chemin de fissuration normal à l'axe de chargement. Le front de la fissure est, par souci de simplification, considéré rectiligne tout au long de la propagation.

Pour empêcher le mouvement de solide, le déplacement vertical du plan 2 suivant l'axe y est bloqué. Nous bloquons aussi le déplacement suivant l'axe z du plan 3. Enfin, un

blocage de la translation horizontale suivant l'axe x est appliqué au point 1 comme illustré dans la Figure 146.

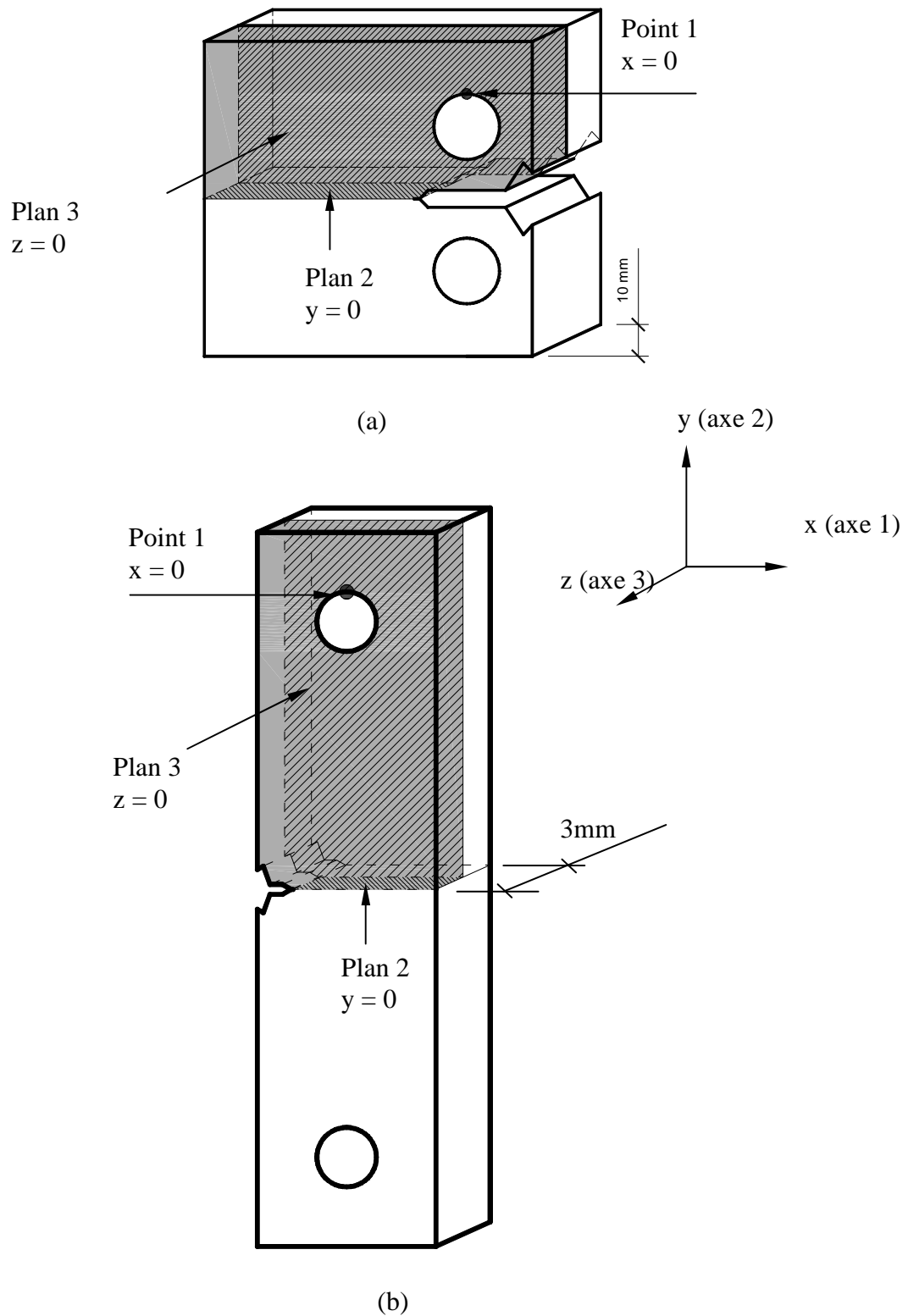


Figure 146: Structure de l'étude et conditions aux limites sur (a) un quart d'éprouvette CT50 ; (b) un quart d'éprouvette SENT

I.2. Maillage

I.2.1. Taille du maillage dans le plan xy

Des éléments linéaires de type C3D8 ont été choisis dans ABAQUS pour le calcul en 3D. Comme décrit dans la bibliographie, la taille des éléments en pointe de la fissure est le critère le plus important qui assure la fiabilité des résultats obtenus. Il est montré que, plus le maillage est fin, plus les résultats sont précis mais malheureusement aussi, plus le calcul est lourd. Il est donc nécessaire d'adapter un choix optimal et réalisable pour que le raffinement du maillage ne soit pas excessif. Au vu de la bibliographie, la taille minimale recommandée par Dougherty et al. [118] est:

$$a_{\min} = \frac{1}{10} R_p = \frac{1}{10} \left[\frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_o} \right)^2 \right] \quad (\text{Equ.VI. 1})$$

Cette recommandation empirique s'appuie sur la division de la taille de la zone plastique monotone R_p qui dépend du niveau du chargement appliqué K_{\max} . Afin de limiter le nombre de degrés de liberté, il est préférable de réaliser la simulation pour des niveaux de K_{\max} ou ΔK qui ne soient pas trop faibles. De plus, dans le domaine des faibles valeurs de ΔK (<12 MPa√m), il y a un effet important de l'environnement (Figure 106) qui peut difficilement être pris en compte dans la simulation. Dans la présente étude, le niveau de K_{\max} minimum retenu pour la simulation est de 13,33 MPa√m soit un ΔK de 12 MPa√m avec un rapport de charge $R = 0,1$.

Comme montré précédemment dans le chapitre II, l'acier austénitique inoxydable 304L présente une limite élasticité relativement faible soit $\sigma_o = 117$ MPa (Tableau 2), la taille minimale des éléments en pointe de la fissure utilisée pour la simulation à $\Delta K = 12$ MPa√m, à $R = 0,1$ est obtenu ci-dessous [118]:

$$a_{\min} = \frac{1}{10} r_p = \frac{1}{10} \left[\frac{1}{2\pi} \left(\frac{13,33}{117} \right)^2 \right] = 0,2mm \quad (\text{Equ.VI. 2})$$

Afin d'assurer la fiabilité des résultats, nous avons raffiné quatre fois plus que les recommandations de Dougherty : 40 éléments dans la zone plastique monotone, soit environ

10 éléments dans la zone plastique cyclique. La taille des éléments en pointe de la fissure retenue par la suite pour les calculs est de 0,05 mm.

Un peu plus loin de la fissure, le comportement est élastique donc la taille du maillage n'a pratiquement aucun effet sur les résultats en front de fissure. Pour alléger le poids du calcul, un maillage grossier est appliqué dans cette zone lointaine. Ainsi, nous allons générer deux corps distincts : un corps maillé très finement et un autre maillé grossièrement. Ils seront collés dans ABAQUS par l'intermédiaire de la commande *TIE. Il s'agit, en fait, d'une variante des techniques de contact. Ici, les deux corps sont en contact mais un contact collé tout au long du calcul. Tout fonctionne comme si les deux corps n'en formaient qu'un seul et il n'y a pas de problème d'incompatibilité de maillages. La Figure 147 illustre par exemple le maillage d'un quart d'éprouvette CT-50 en mettant en évidence les deux zones de maillage grossier et de maillage fin.

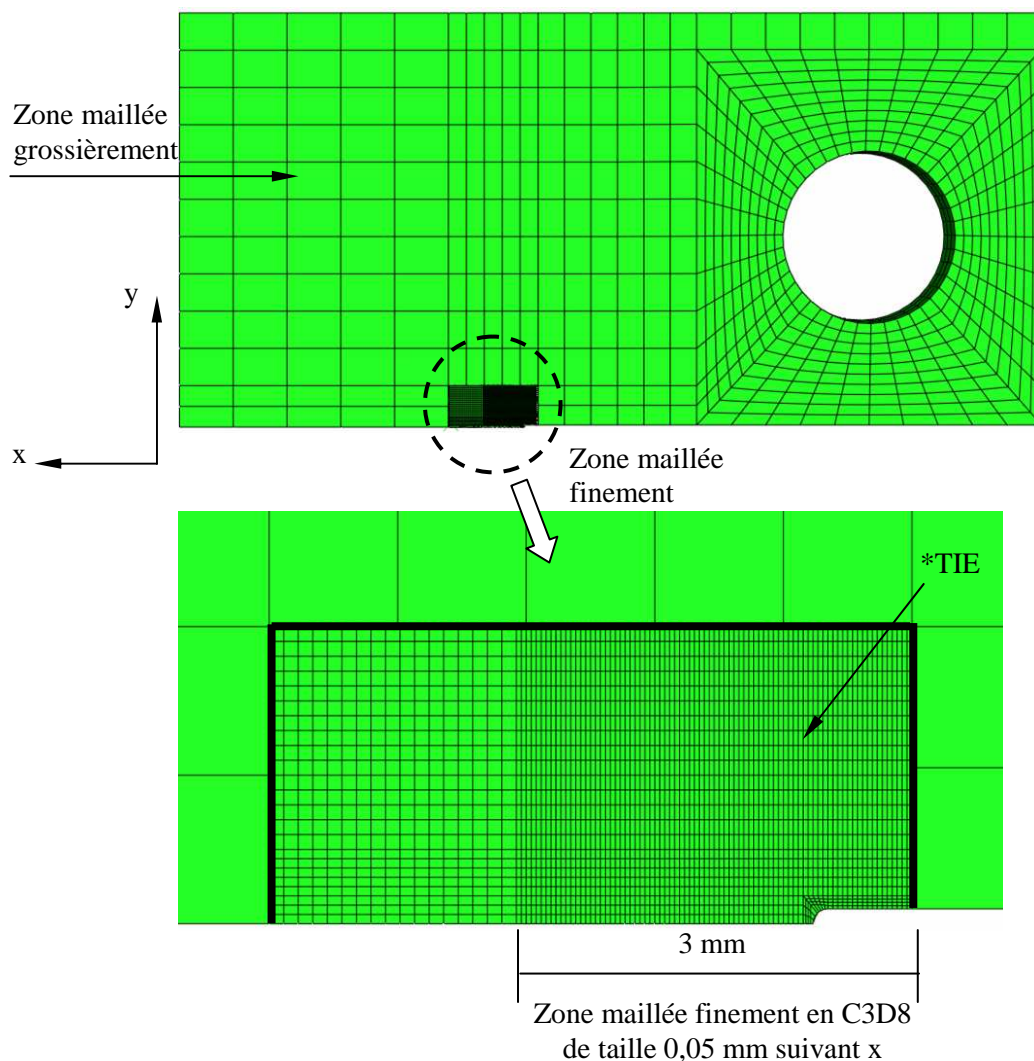


Figure 147: Maillage pour le modèle numérique de l'éprouvette CT-50

I.2.2. Taille du maillage dans l'épaisseur

On s'intéresse particulièrement au maillage dans la zone de propagation de la fissure. Au vu de la bibliographie, la zone près du bord présente un gradient de contraintes et de déformation important, donc ici au lieu d'utiliser seulement cinq éléments dans l'épaisseur comme recommandé par Roychowdhury et al [119, 122], vingt éléments sont maillés selon la demi-épaisseur de 5mm d'une éprouvette CT-50 et dix éléments selon la demi-épaisseur de 1,5 mm d'une éprouvette SENT. Pour assurer la qualité du maillage, deux calculs de test ont été effectués : un avec des éléments d'épaisseur constante et un autre avec des éléments d'épaisseur progressive du bord vers le cœur de l'éprouvette. La Figure 148 présente les deux configurations de maillages dans l'épaisseur d'un quart d'éprouvette CT-50.

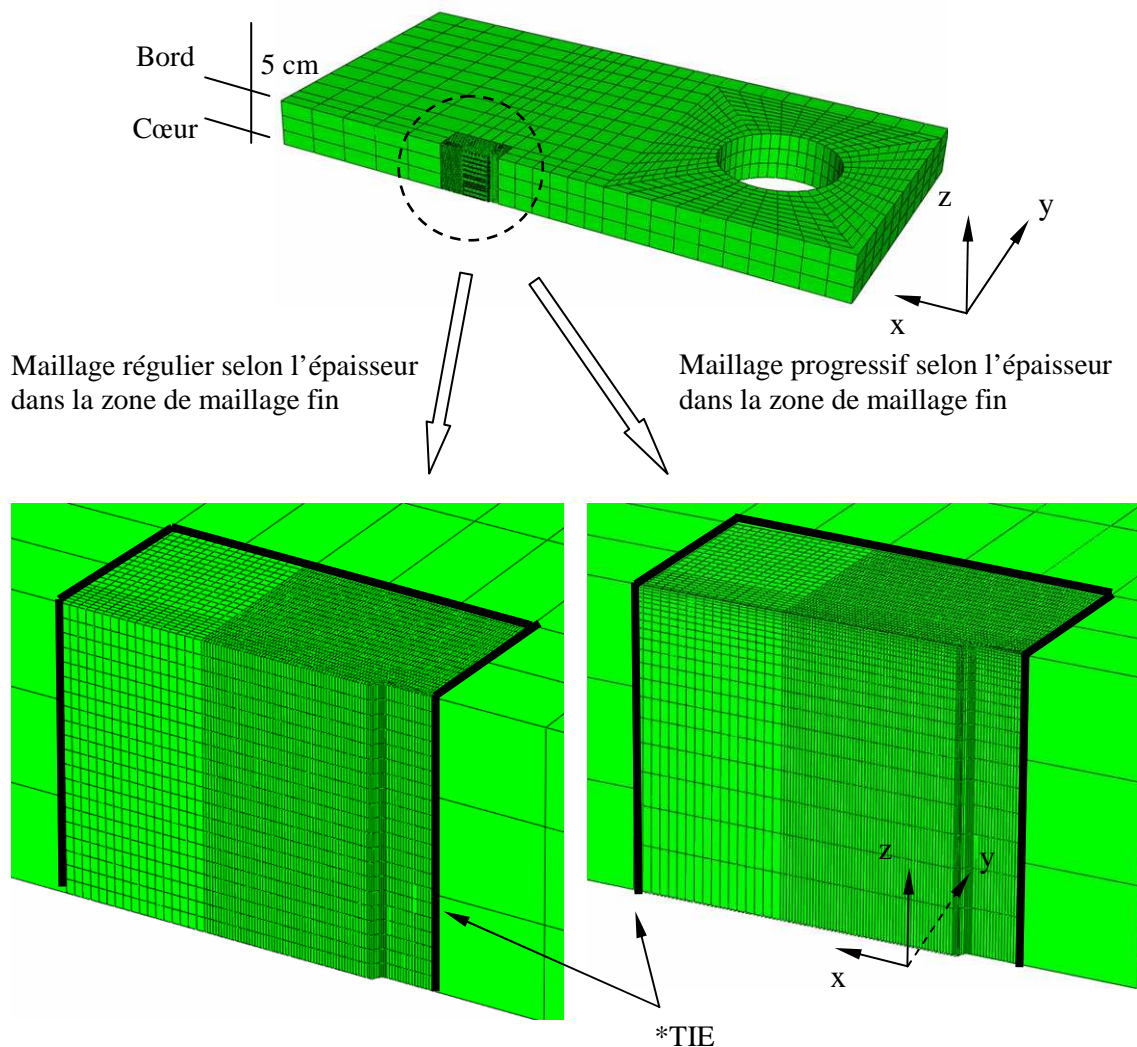


Figure 148: Maillages régulier et progressif dans l'épaisseur d'un quart d'éprouvette CT-50

Les valeurs de déformation ε_{yy} présentées dans la Figure 149 mettent en évidence les meilleurs résultats obtenus avec un maillage progressif dans l'épaisseur. En effet, on obtient alors au bord une répartition de contraintes bien plus régulières. De plus, à cœur, on constate que les résultats sont indépendants de la taille du maillage. Au vu de cette comparaison, la configuration avec le maillage progressif est retenue.

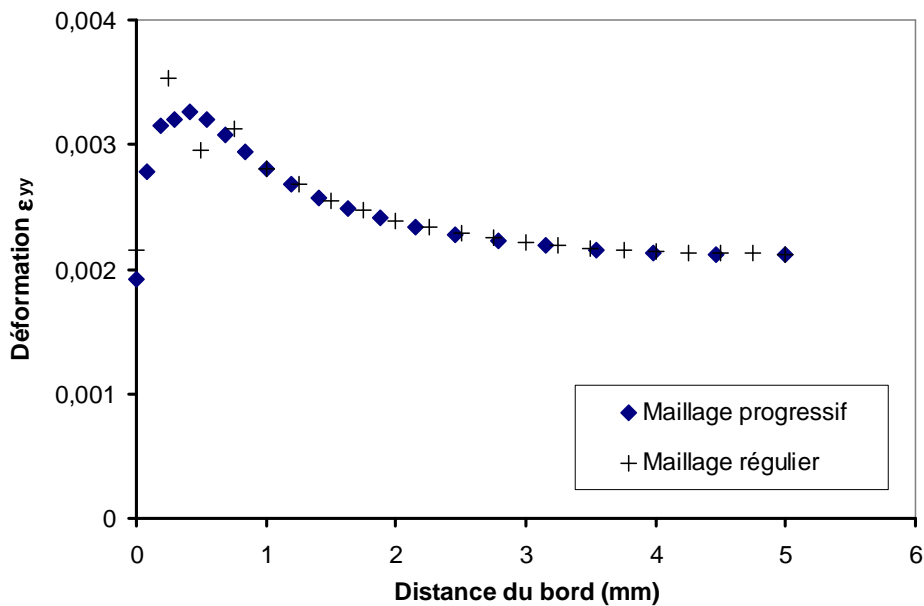


Figure 149: Comparaison des valeurs de déformation ε_{22} selon l'épaisseur pour les maillages régulier et progressif

Remarque :

D'autres tests avec différents raffinements du maillage dans la zone lointaine de la fissure ont été réalisés. En particulier, nous avons augmenté le nombre d'éléments dans l'épaisseur et également dans les zones entourant la zone de la propagation de la fissure comme montré dans la Figure 150. Les résultats obtenus n'ont montré aucun effet significatif dû à ce raffinement du maillage. Par contre, les temps de calcul étaient considérablement plus longs, ces configurations de maillage ont été donc abandonnées.

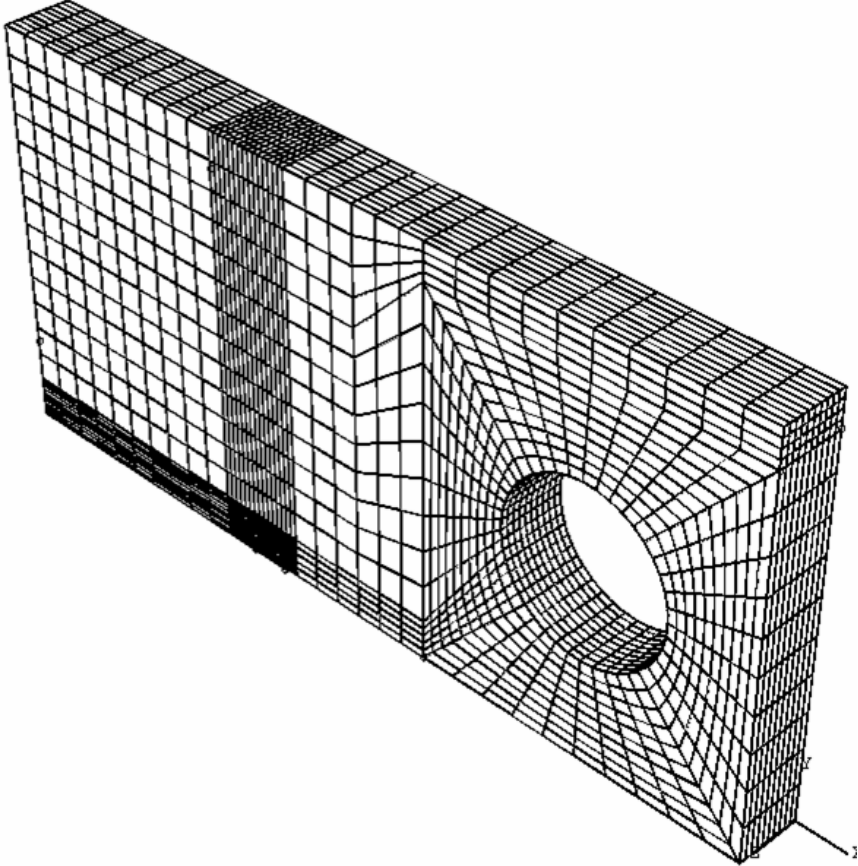
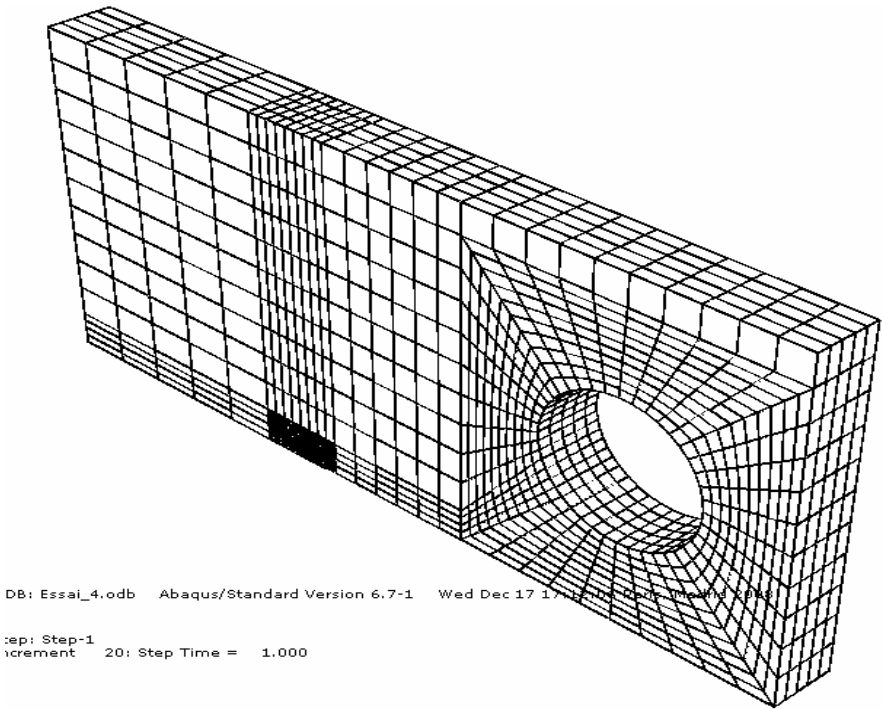


Figure 150: Différents raffinements dans la zone du maillage grossier

Finalement, les maillages retenus pour les d'éprouvettes CT-50 et SENT sont présentés dans la Figure 151.

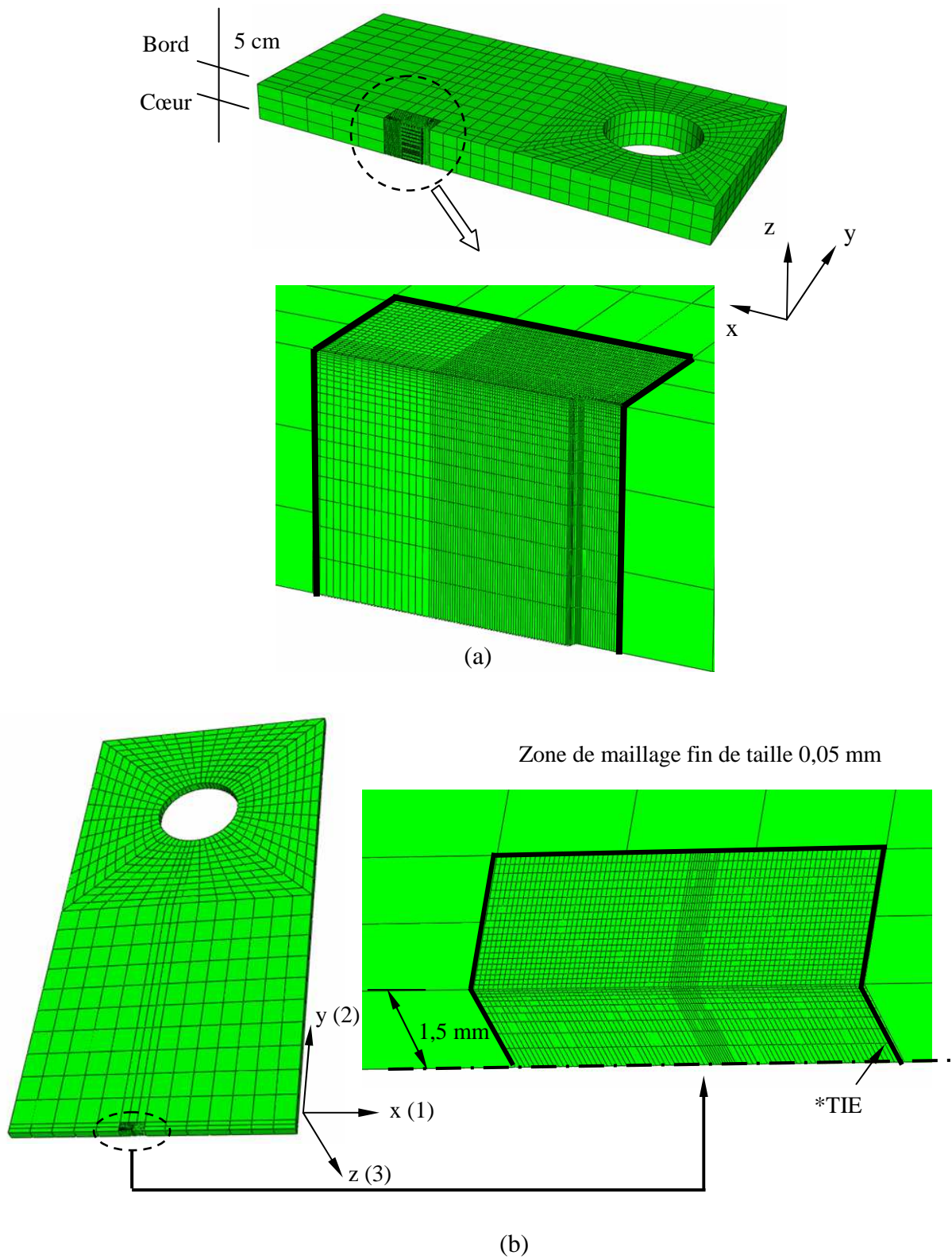


Figure 151: Maillage retenu pour le modèle numérique d'un quart d'éprouvette

(a) CT - 50 ; (b) SENT

I.3. Application du chargement

Lors des essais de fissuration, le chargement P est appliqué par l'intermédiaire de goupilles qui transmettent une pression p sur un secteur des trous de l'éprouvette en contact avec la goupille (Figure 152). Les essais étant menés avec une valeur du facteur d'intensité de contraintes K imposé, l'effort P correspondant à appliquer sur les goupilles est donné par la mécanique linéaire de la rupture (voir page 94) [152]:

$$P = \frac{K \times B \sqrt{W}}{Y} \quad (\text{Equ.VI. 3})$$

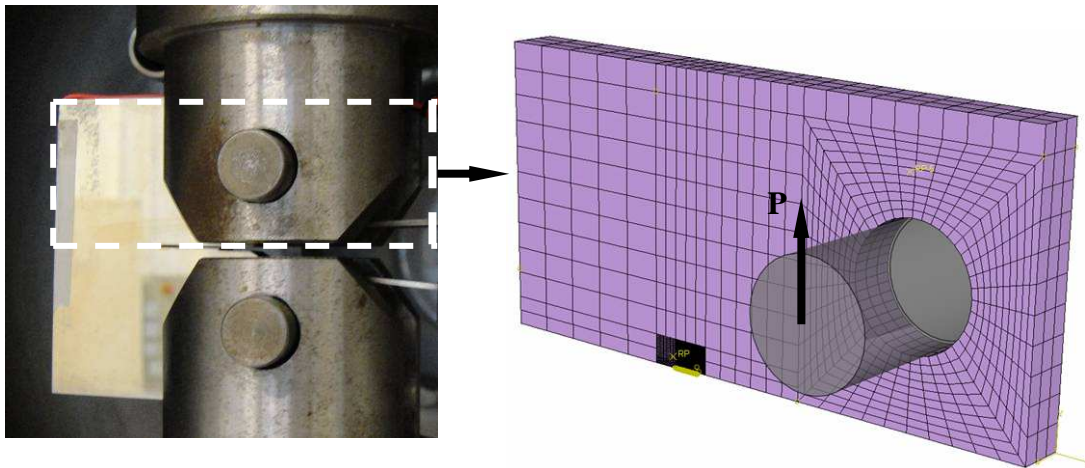


Figure 152: Application du chargement

Dans la simulation, cet effort est représenté par une pression p [MPa] appliquée sur un secteur du trou en contact avec la goupille.

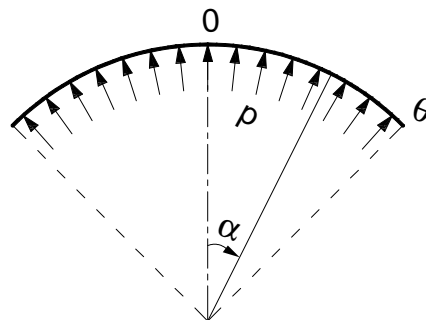


Figure 153: Application d'une pression sur un secteur du trou en contact avec la goupille

La résultante de cette pression étant égale à P, on peut écrire:

$$P = 2B \int_0^{\theta} p \cdot \cos \alpha \cdot r d\alpha \quad (\text{Equ.VI. 4})$$

où r est le rayon du trou, B est l'épaisseur de l'éprouvette. On suppose que seul un quart du trou est en contact avec la goupille, soit $\theta = 45^\circ$

La pression p à imposer sur un quart du trou s'exprime comme suit en fonction de K :

$$p = \frac{F}{2 \cdot r \cdot B \sin \theta} = \frac{K \sqrt{W}}{2r \sin \theta \cdot Y} \quad (\text{Equ.VI. 5})$$

Pour valider cette technique d'application du chargement, nous avons fait des calculs de test en élasticité linéaire en utilisant la méthode d'intégrale de contours proposée par Rice [171] pour une valeur de $K = 13,33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à différentes longueurs de fissure simulées dans l'éprouvette CT-50. La Figure 154 montre les quinze contours utilisés en un point sur le front de la fissure d'une longueur $a = 26,5 \text{ mm}$. Ce point se situe à 1,5 mm du bord de l'éprouvette.

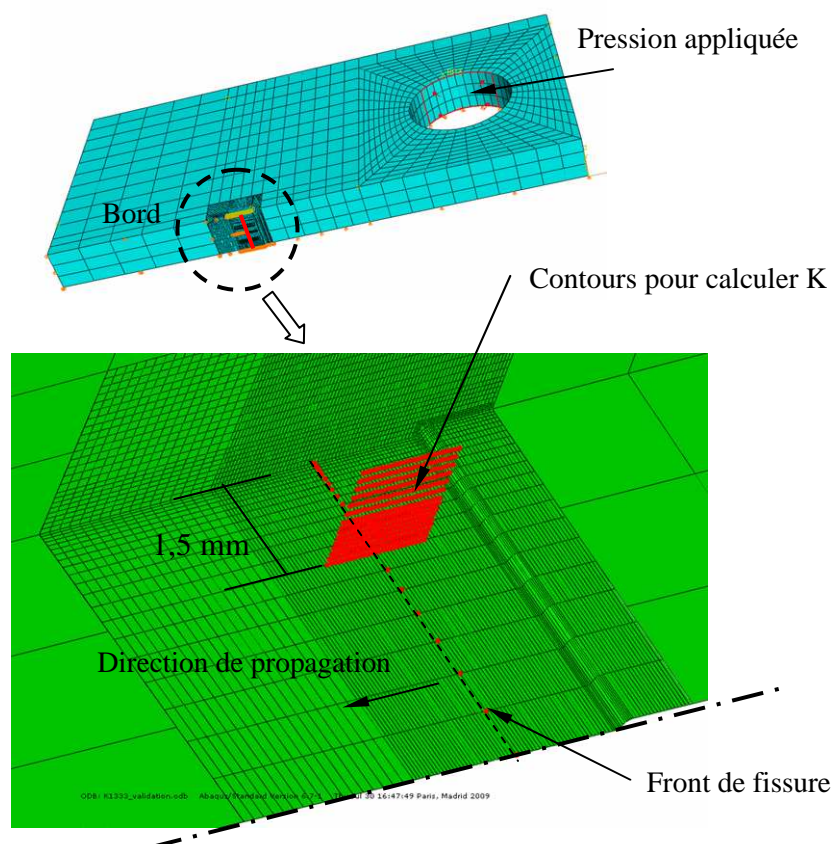


Figure 154: Intégrales de contour pour calculer K dans ABAQUS

La Figure 155 illustre l'ensemble des valeurs de K calculées sur les quinze contours. On s'aperçoit que les valeurs de K se stabilisent rapidement dès le troisième contour. La valeur stabilisée du facteur d'intensité de contraintes ici ($K = 13,38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) est légèrement plus grande que la valeur analytique ($K = 13,33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) de l'Equ.VI.3.

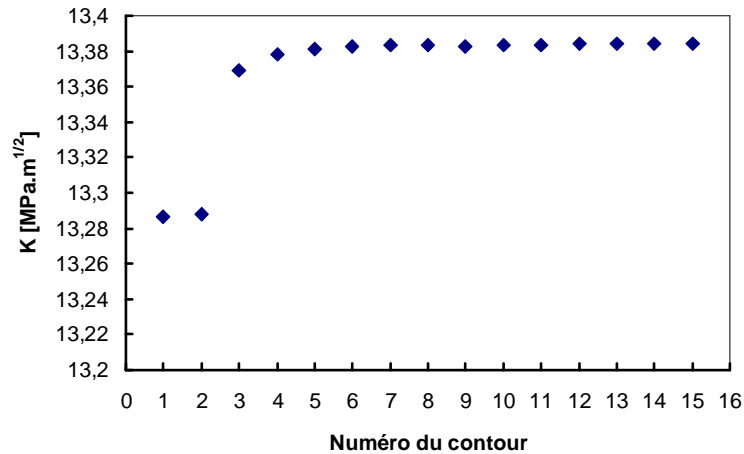


Figure 155: Valeurs de K calculées sur les différents contours en un point du front de la fissure situé à 1,5 mm du bord, longueur de fissure $a = 26,5 \text{ mm}$, CT-50

Lorsqu'on observe les valeurs stabilisées de K le long du front de la fissure (Figure 156), les valeurs de K sont plus petites au bord ($K = 10,51 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Ceci est lié à l'effet de bord dit effet de contraintes planes. A cœur, ces valeurs atteignent un état stabilisé avec une valeur $K = 13,73 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ supérieure à celle calculée. Toutefois, la valeur moyenne de K le long du front de fissure est $K_{\text{moy}} = 13,333 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

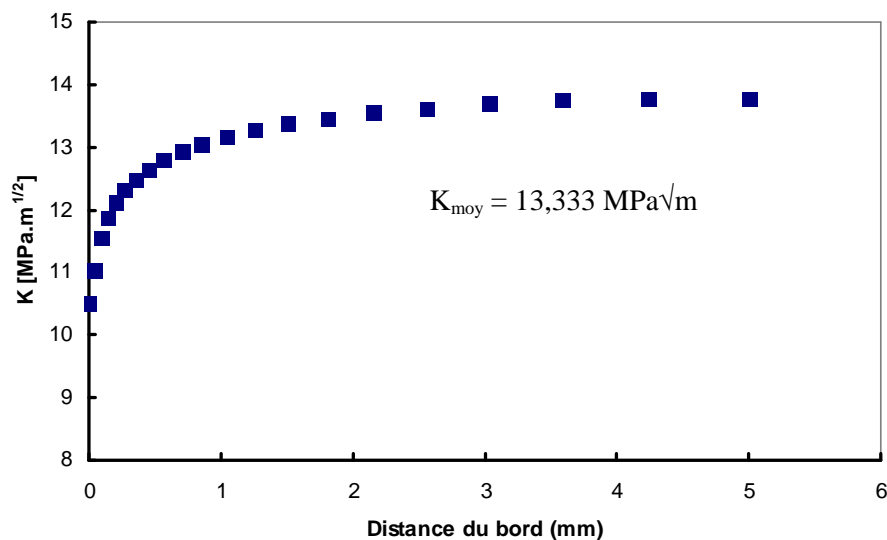


Figure 156: Valeurs de K le long du front de la fissure dont la longueur $a = 26,5 \text{ mm}$

La méthode de mise en charge par une pression appliquée sur un secteur du trou de l'éprouvette en contact avec la goupille est globalement validée. La valeur moyenne de K le long du front de fissure est en parfaite coïncidence avec la valeur théorique de $13,33 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

I.4. Loi de comportement

Comme on l'a vu précédemment, les paramètres de la loi de comportement cyclique, présentés dans le Tableau 5 (Chapitre II) sont très variables selon l'amplitude de la déformation imposée. Or, comme cette amplitude est inconnue au préalable en chaque point de la géométrie, il serait idéal de faire des calculs itératifs pour introduire au mieux la loi de comportement. Ce type de calcul élastoplastique serait trop lourd pour notre simulation de la propagation avec le maillage très fin retenu. C'est la raison pour laquelle nous avons choisi une seule loi de comportement pour la simulation parmi les différentes lois identifiées (Tableau 5). Deux lois de comportement ont été testées : celle à amplitude de déformation de 1% notée L1P et celle à amplitude de 2% notée L2P.

On s'intéresse aux états de contraintes et déformations le long du front de fissure. Pour éviter des valeurs faussées à cause de problèmes numériques, les valeurs de contraintes et déformations sont caractérisées sur le front dit d'observation qui est situé une maille après le front de la fissure effectif comme indiqué dans la Figure 157.

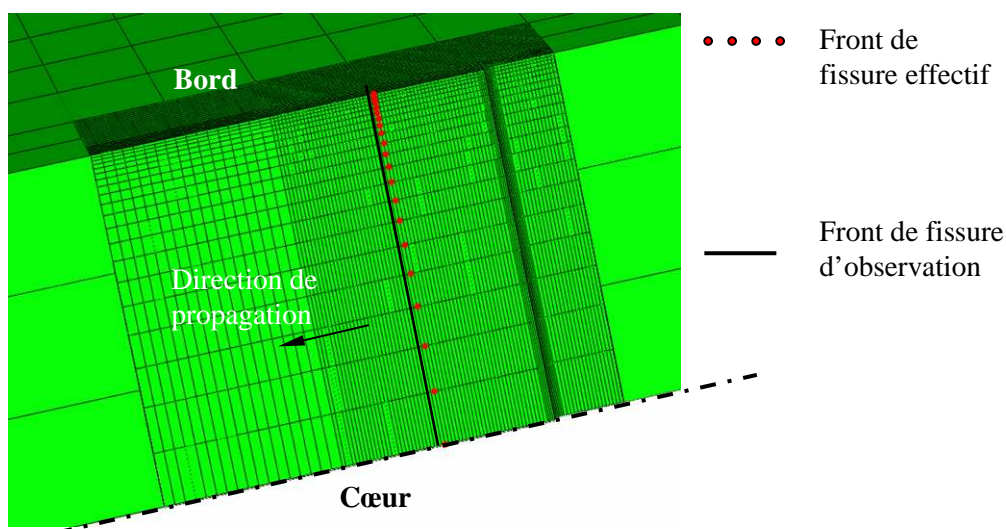


Figure 157: Front effectif et front d'observation de fissure

La Figure 158 montre les boucles de contraintes et déformations d'un nœud au bord sur le front d'observation pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $R = 0,1$ avec la loi de comportement L1P. On observe que les boucles présentent bien l'effet de rochet avec une relaxation des contraintes moyennes. Il apparaît que les boucles sont globalement stabilisées à partir du trentième cycle. Dans cet état stabilisé, on observe que les contraintes effectives vues en pointe de fissure sont alternées, avec des valeurs maximales et minimales opposées de l'ordre ici de 250 MPa. De plus, les niveaux de déformation atteints restent inférieurs à 0,4% pour ce niveau du chargement.

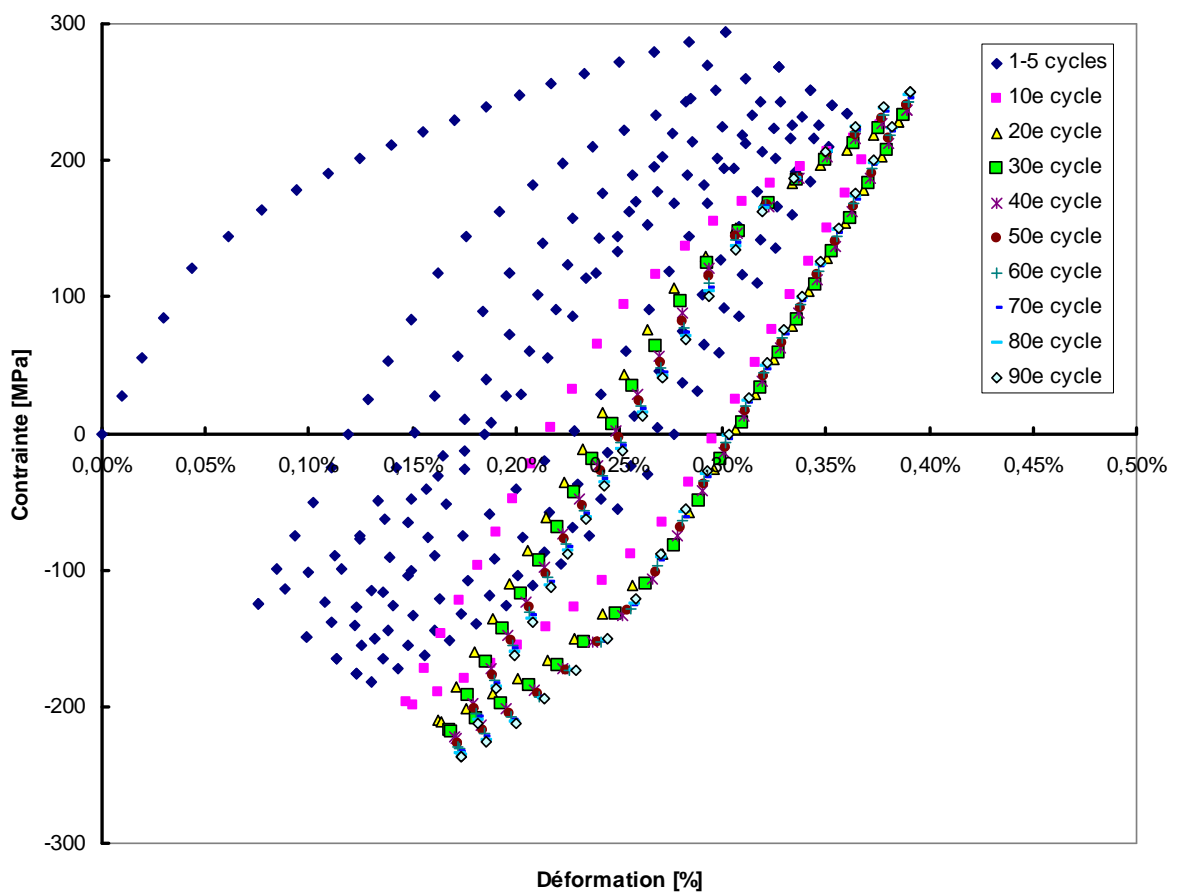


Figure 158: Boucles contrainte-déformation d'un nœud au bord sur le front d'observation de fissure pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $R = 0,1$, loi de comportement L1P

Les résultats, obtenus à partir du calcul avec la loi L2P, sont présentés dans la Figure 159. Ils sont très similaires à ceux qui proviennent de la loi L1P.

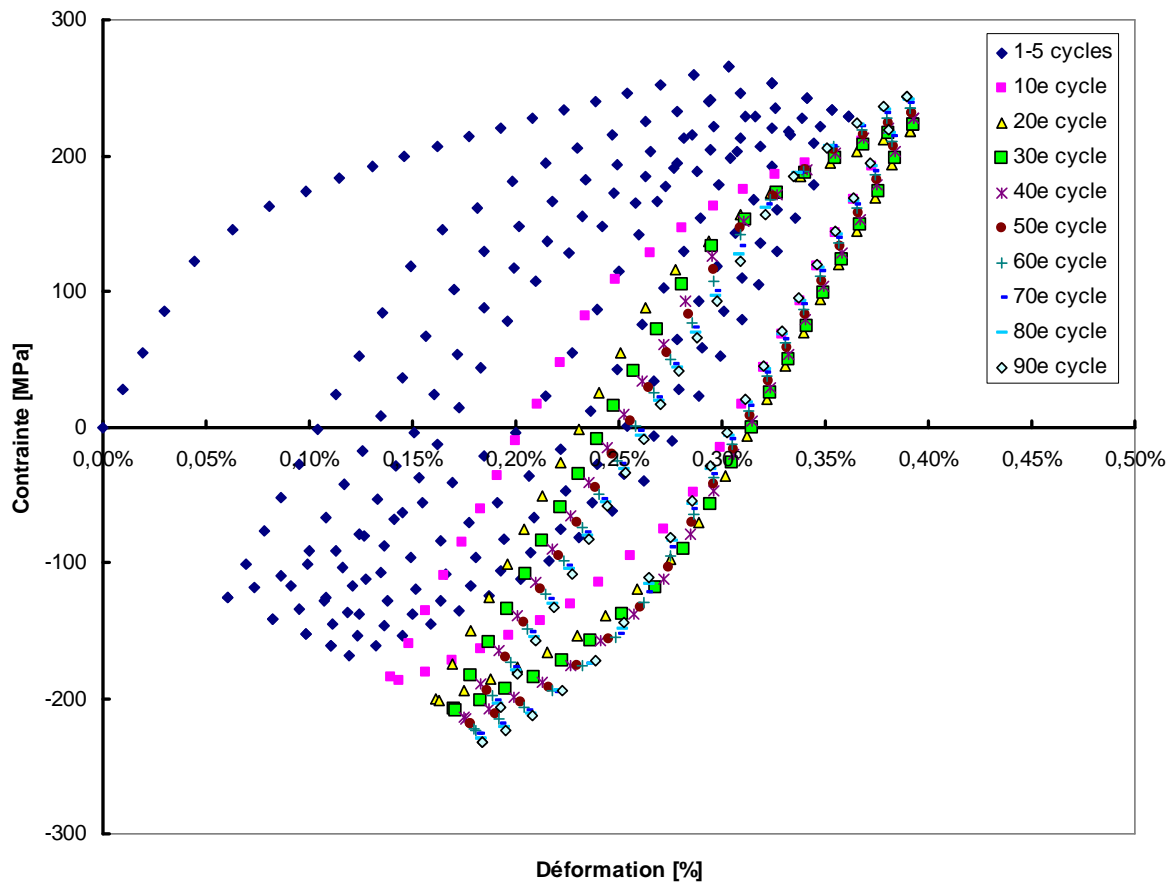


Figure 159: Boucles contrainte-déformation d'un nœud au bord situé sur le front d'observation pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $R = 0,1$, loi de comportement L2P

Lorsque l'on compare les boucles contraintes - déformation au 30^{ème} cycle par les deux lois L1P et L2P, on observe que les boucles sont presque confondues (Figure 160). Une observation analogue est obtenue pour un autre niveau de chargement $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sur la Figure 161 avec une contrainte maximale de l'ordre de 300 MPa et une déformation maximale de l'ordre de 0,65%. Ceci nous amène à conclure que les résultats de calcul sont insensibles à la loi de comportement choisie (L1P ou L2P). Nous retiendrons donc par la suite la loi de comportement à 1% (L1P) pour la simulation, les niveaux de déformation restant inférieurs à 1%.

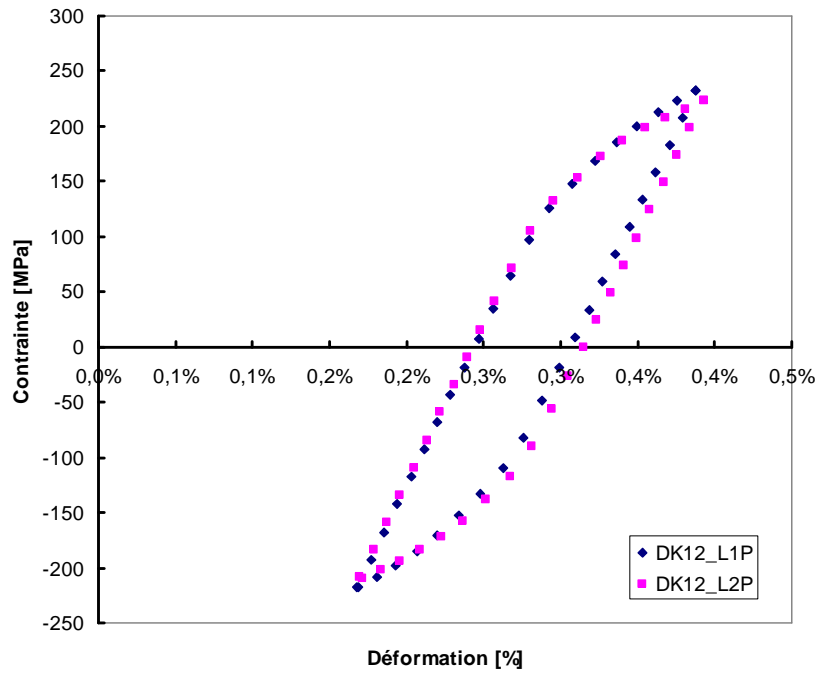


Figure 160: Comparaison des boucles contrainte-déformation au 30^{ème} cycle d'un nœud au bord situé sur le front d'observation pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$, lois L1P et L2P

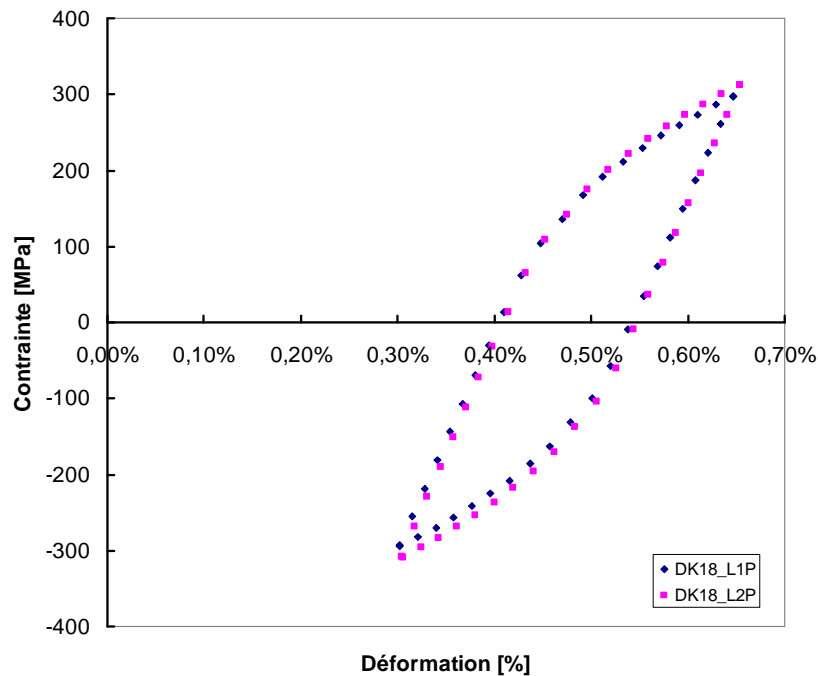


Figure 161: Comparaison des boucles contrainte-déformation au 30^{ème} cycle d'un nœud au bord situé sur le front d'observation pour $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$, lois L1P et L2P

I.5. Simulation tridimensionnelle de la propagation

L'objectif est ici de suivre, au cours de la propagation, l'évolution du contact en pointe de fissure afin de modéliser la fermeture de la fissure par plasticité. L'avancée de la fissure est réalisée, tous les n cycles, par une libération successive des nœuds du front de fissure avec changement simultané des conditions aux limites (Figure 162).

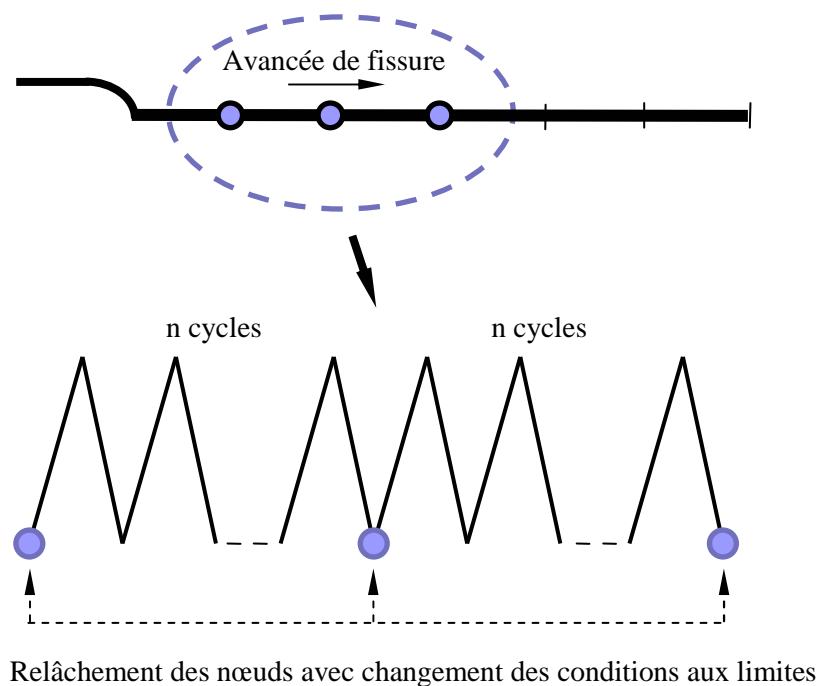


Figure 162: Propagation d'une fissure par libération de nœuds

Comme décrit dans la littérature, l'instant dans le cycle où les nœuds sont relâchés n'a pas d'effet significatif sur les résultats.

Dans la présente étude, chaque relâchement des nœuds se fait à la charge minimale pour éviter tous les problèmes numériques lié à un changement brutal en terme de déplacement des nœuds. L'incrément de chaque avancée est donc égal à la taille d'un élément soit 0,05 mm. Tout de suite, un paramètre primordial émerge, le nombre de cycles à appliquer entre chaque relâchement. Si on voulait reproduire la propagation réelle de la fissure, l'utilisation de la loi de Paris, pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, aboutirait à la réalisation de 5000

cycles pour chaque avancée de la taille d'un élément. Pour une simulation 3D comme la notre, ceci est bien entendu complètement inenvisageable en terme de temps et de capacité de calcul. Il est à noter que l'on désire simuler la propagation d'une fissure sur 1,5 mm correspondant à 30 relâchements. Le temps de calcul est accru à cause du maillage fin, du nombre important d'incrémentes du chargement lors de chaque cycle lié à la non linéarité du problème élastoplastique et des problèmes de contact le long de la surface de la fissure.

Dans la bibliographie, le nombre de cycles entre chaque relâchement n'est pas clairement défini. C'est donc un choix à adapter aux capacités disponibles. Rappelons que Matos et Nowell [172] ont proposé un nombre de cycles maximal de 16 cycles entre chaque relâchement mais seulement dans la simulation en 2D avec l'hypothèse de contraintes planes. D'autres auteurs [119, 122, 125-127] ont effectué un seul cycle entre chaque relâchement dans la simulation de la propagation en 3D pour réduire le coût du calcul. Dans la présente étude de simulation en 3D pour l'acier inoxydable austénitique 304L présentant un effet de rochet remarquable et surtout une consolidation cyclique importante, la libération des nœuds après seulement un cycle du chargement apparaît nettement insuffisante pour décrire correctement ces comportements. C'est la raison pour laquelle nous avons cherché à définir le nombre de cycles n optimal correspondant à notre problématique.

Idéalement, le nombre de cycles entre chaque relâchement des nœuds doit être suffisant pour obtenir une stabilisation de l'état des contraintes et des déformations près du front de la fissure [124]. Sur la Figure 158, il avait été observé qu'une trentaine de cycles étaient nécessaires, dans notre configuration, pour que les contraintes et déformations soient stabilisées en pointe de fissure. En conséquence, nous devrions appliquer au moins 30 cycles entre chaque relâchement ce qui paraît difficilement réalisable en terme de temps de calcul. Ainsi, un seul relâchement, soit 30 cycles du chargement, le calcul dure 8 heures en utilisant 8 processeurs de calcul en parallèle.

Pour résoudre ce problème, nous avons recherché des solutions équivalentes moins lourdes. Considérons, à cet effet, lors de la préfissuration numérique, quatre relâchements successifs, chaque relâchement se faisant après 30 cycles du chargement. Les nœuds situés sur le front d'observation après ces quatre relâchements ont finalement déjà été

cyclés $4 \times 30 = 120$ cycles car les nœuds appartenaient déjà à la zone plastique cyclique dès le début. Différents tests ont alors été effectués, avec plusieurs configurations de nombres de cycles entre chaque relâchement comme indiqué dans la Figure 163.

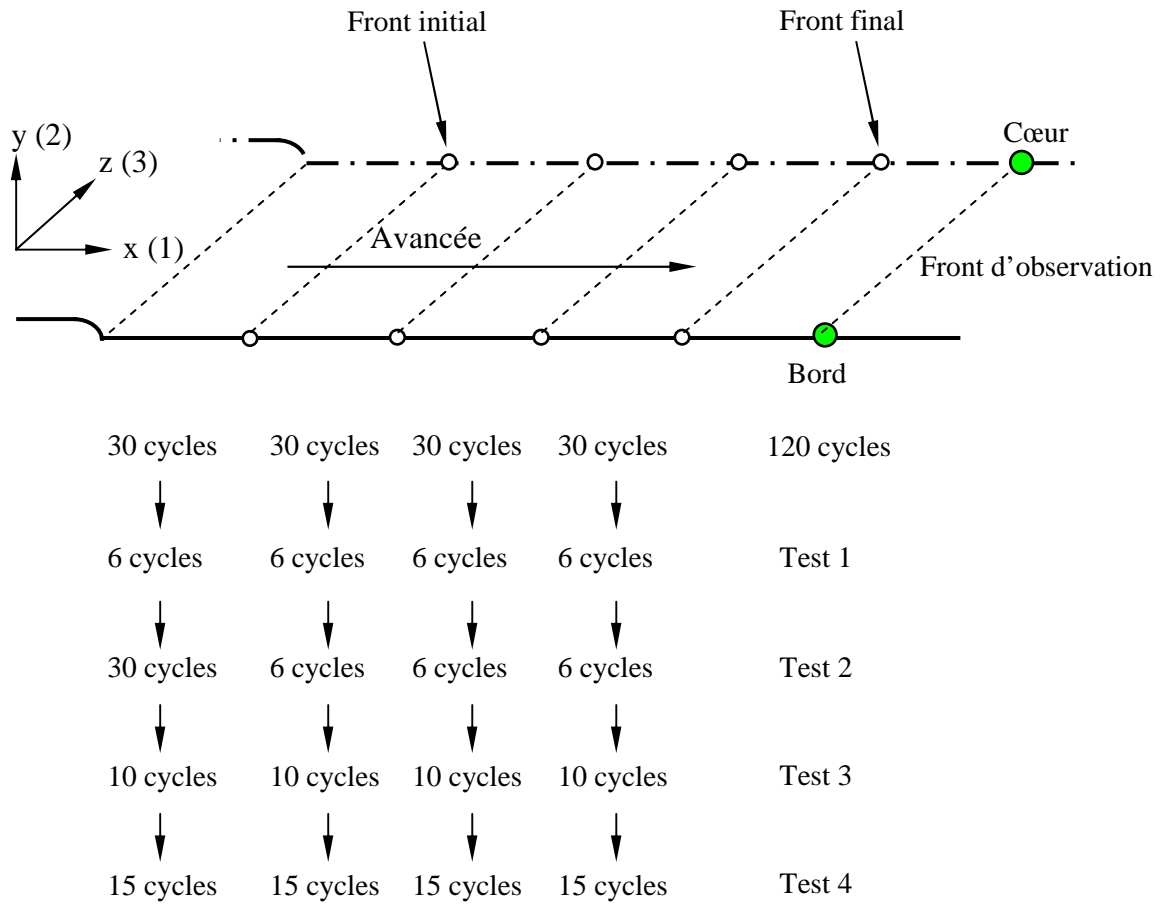


Figure 163: Nombre de cycles entre chaque relâchement des nœuds

L'exploitation de ces quatre tests montre que le Test 4 (4 x 15 cycles) est le plus en accord avec la référence (4 x 30 cycles) comme le montrent les Figure 164 et Figure 165 pour les contraintes et déformations maximales et minimales.

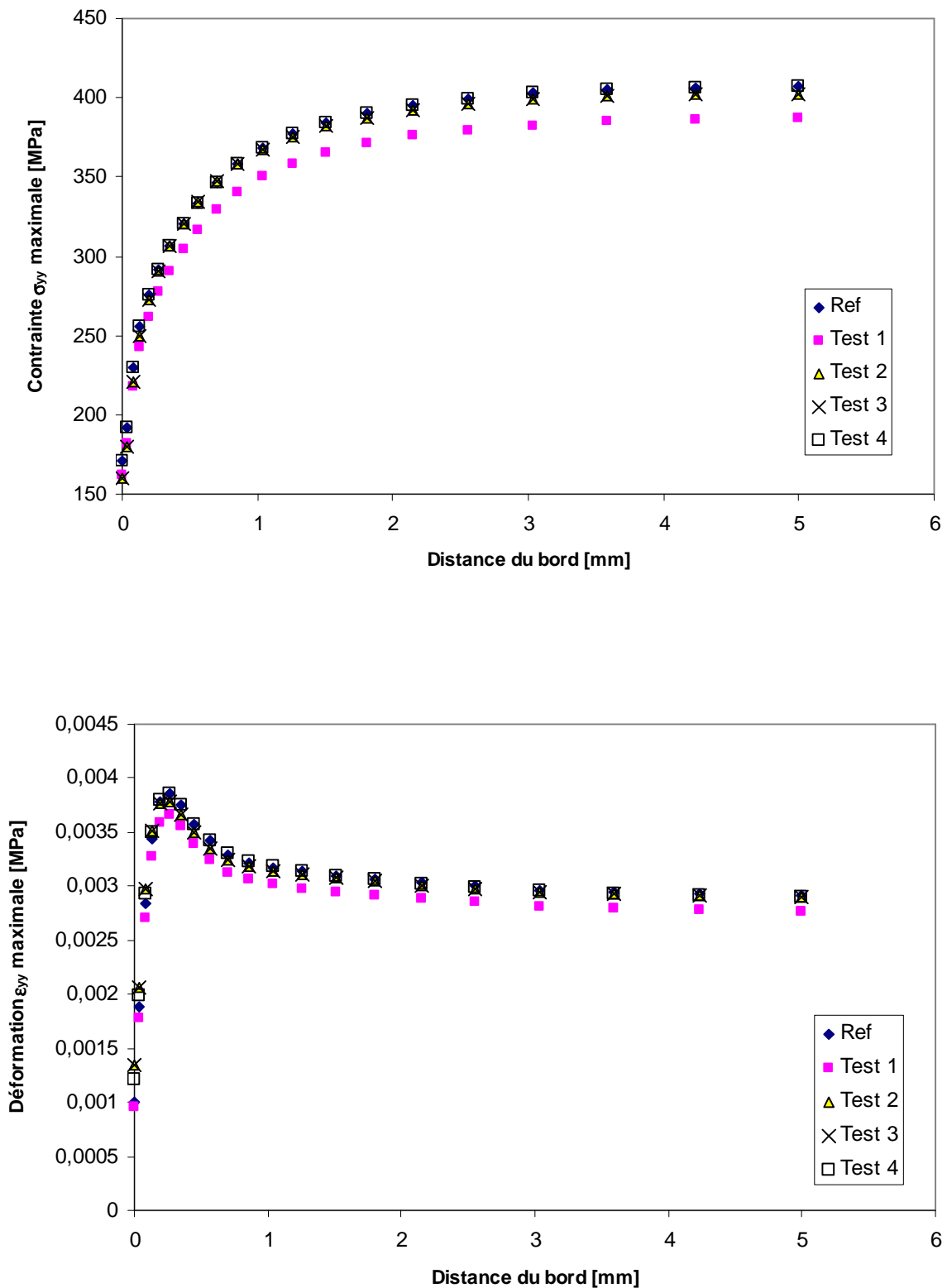


Figure 164: Comparaison des valeurs de contraintes et déformations maximales le long du front de la fissure sur CT obtenues lors des quatre tests de calcul à $\Delta K = 12$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$, loi de comportement L1P

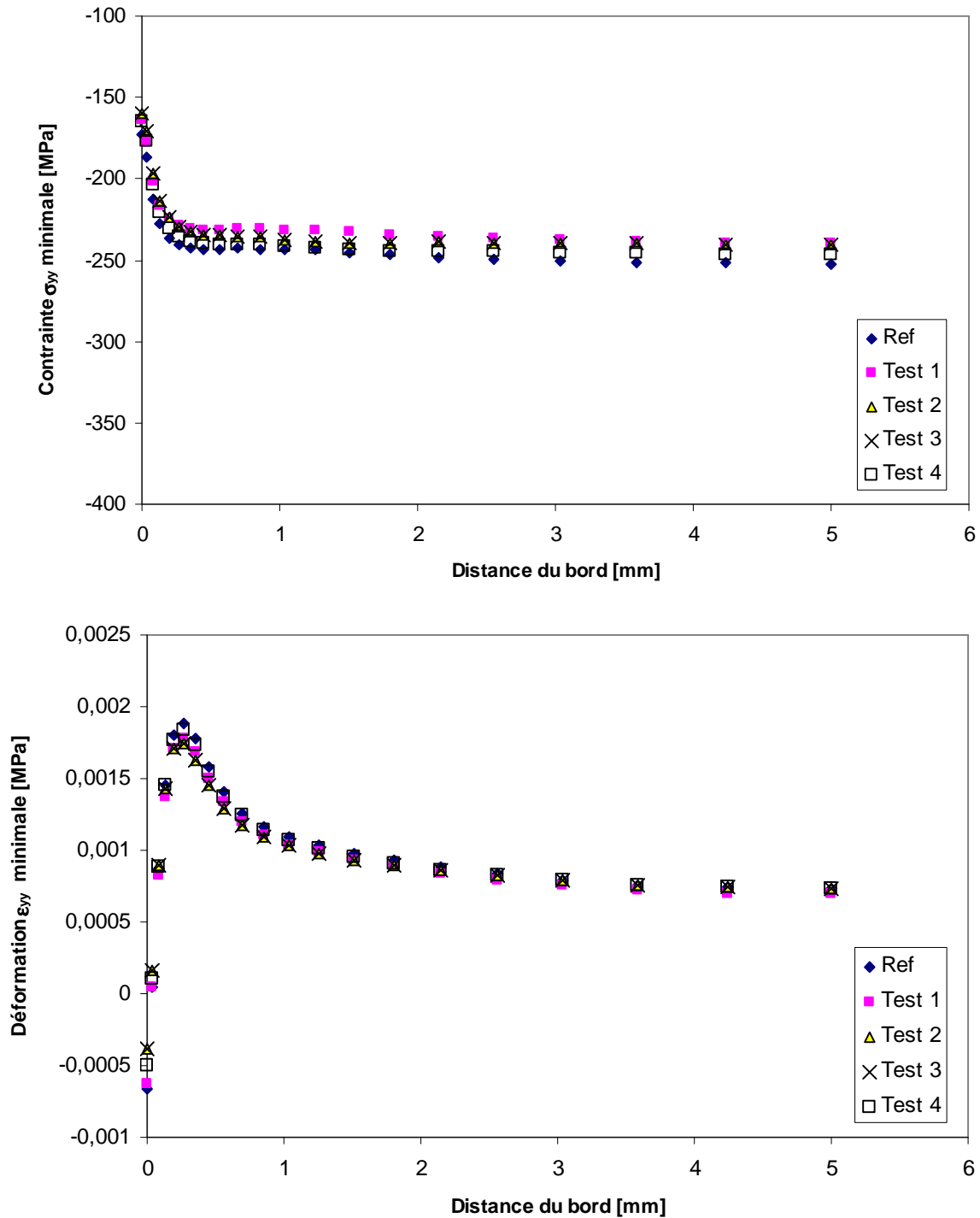


Figure 165: Comparaison des valeurs de contraintes et déformations minimales le long du front de la fissure sur CT obtenu lors des quatre tests à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$, loi de comportement L1P

Au vu de ces résultats du Test 4, on retiendra par la suite 15 cycles au lieu de 30 entre chaque relâchement de nœuds lors de la propagation du front de fissure : ceci nous permet de diviser par deux les temps de calcul.

I.6. Simulation de la fermeture induite par plasticité

Le phénomène de la fermeture par la plasticité se traduit par une remise en contact des lèvres de la fissure. Pour prendre en compte ce phénomène physique de la fermeture, la mise en contact est réalisée par l'intermédiaire d'une surface rigide confondue avec le plan de fissuration (Figure 166).

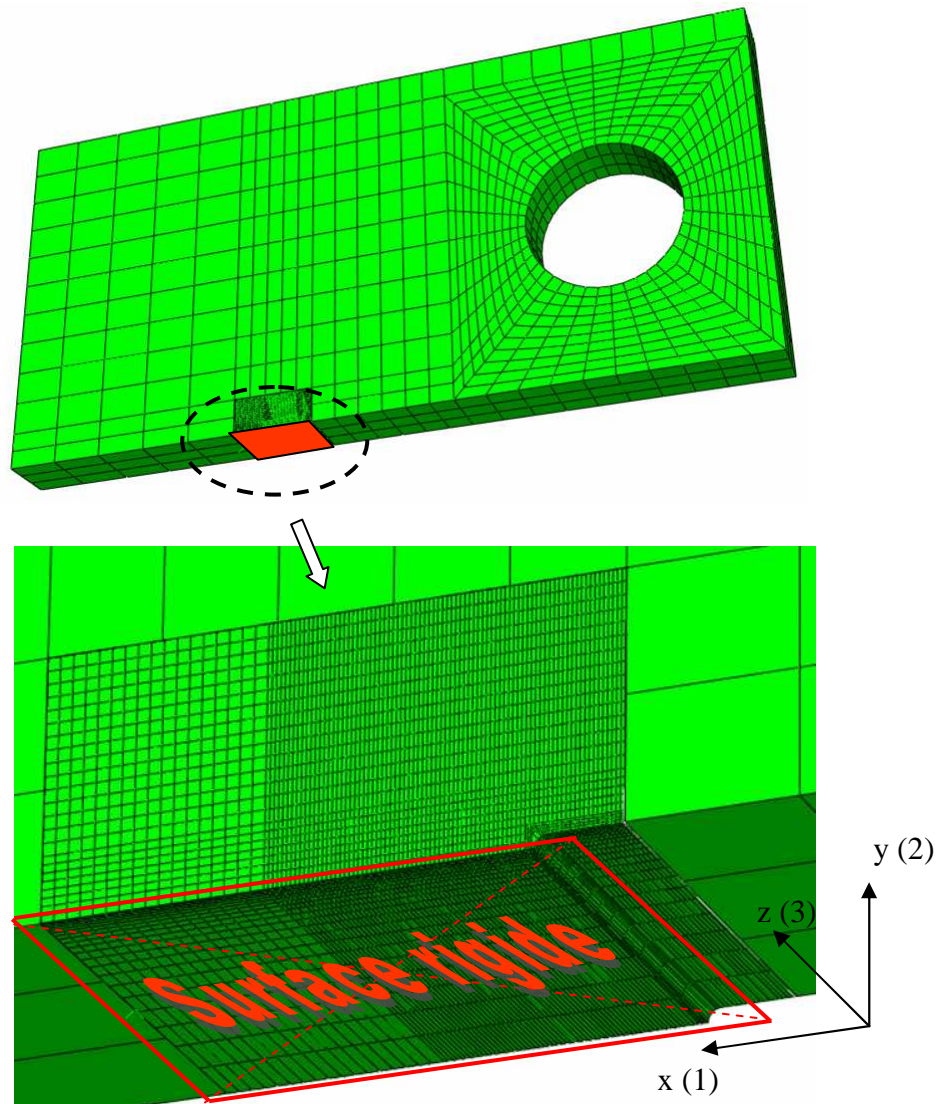


Figure 166: Introduction d'une surface rigide sur le plan de propagation permettant de modéliser la fermeture par plasticité

Le rôle de cette surface rigide est d'empêcher l'interpénétration des lèvres de fissure lors de la décharge.

I.6.1. Mesure de fermeture par contact près du front de la fissure

Comme décrit dans la bibliographie, les facteurs d'intensité de contraintes à l'ouverture K_{op} et à la fermeture K_{cl} s'identifient respectivement au moment de la première perte du contact et de la première remise en contact (Figure 167), K_{op} correspond alors au moment où le déplacement vertical U_2 des nœuds situés à une maille du front de fissure devient positif pendant la montée en charge. K_{cl} est évalué lors de la décharge, lorsque le déplacement U_2 devient nul.

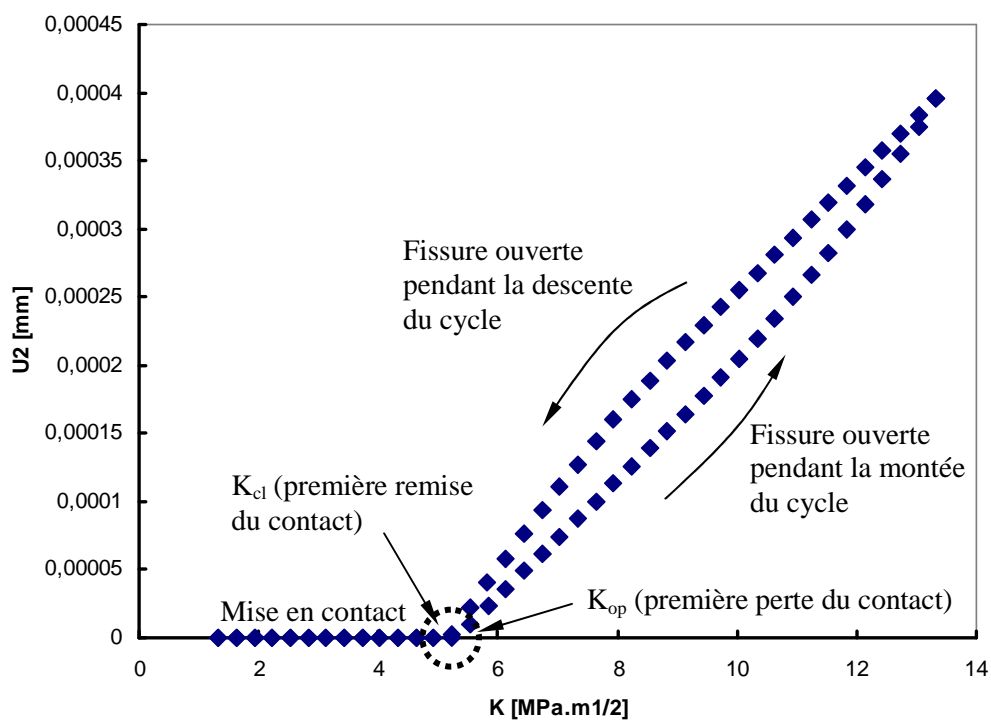


Figure 167: Déplacement vertical U_2 pendant un cycle de chargement d'un nœud au bord situé à une maille du front de fissure actuel

La Figure 168 illustre le profil de la fissure après une propagation de 1,5 mm à partir de l'entaille à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec un rapport de charge $R = 0,1$. La zone de contact présentée ici correspond à un déplacement U_2 nul, à la charge minimale lors de la décharge. Il est montré sur la figure que cette zone de contact, traduisant le phénomène physique de la fermeture, est très localisée sur le bord de l'éprouvette. En l'occurrence, seuls les nœuds situés au bord contribuent à la fermeture par plasticité. A cœur de l'éprouvette, aucun contact

ne se produit, le phénomène de la fermeture est absent. Des résultats similaires ont été obtenus dans les études Gonzalez-Herrera et Zapatero [147] sur un alliage d'aluminium Al-2024-T351.

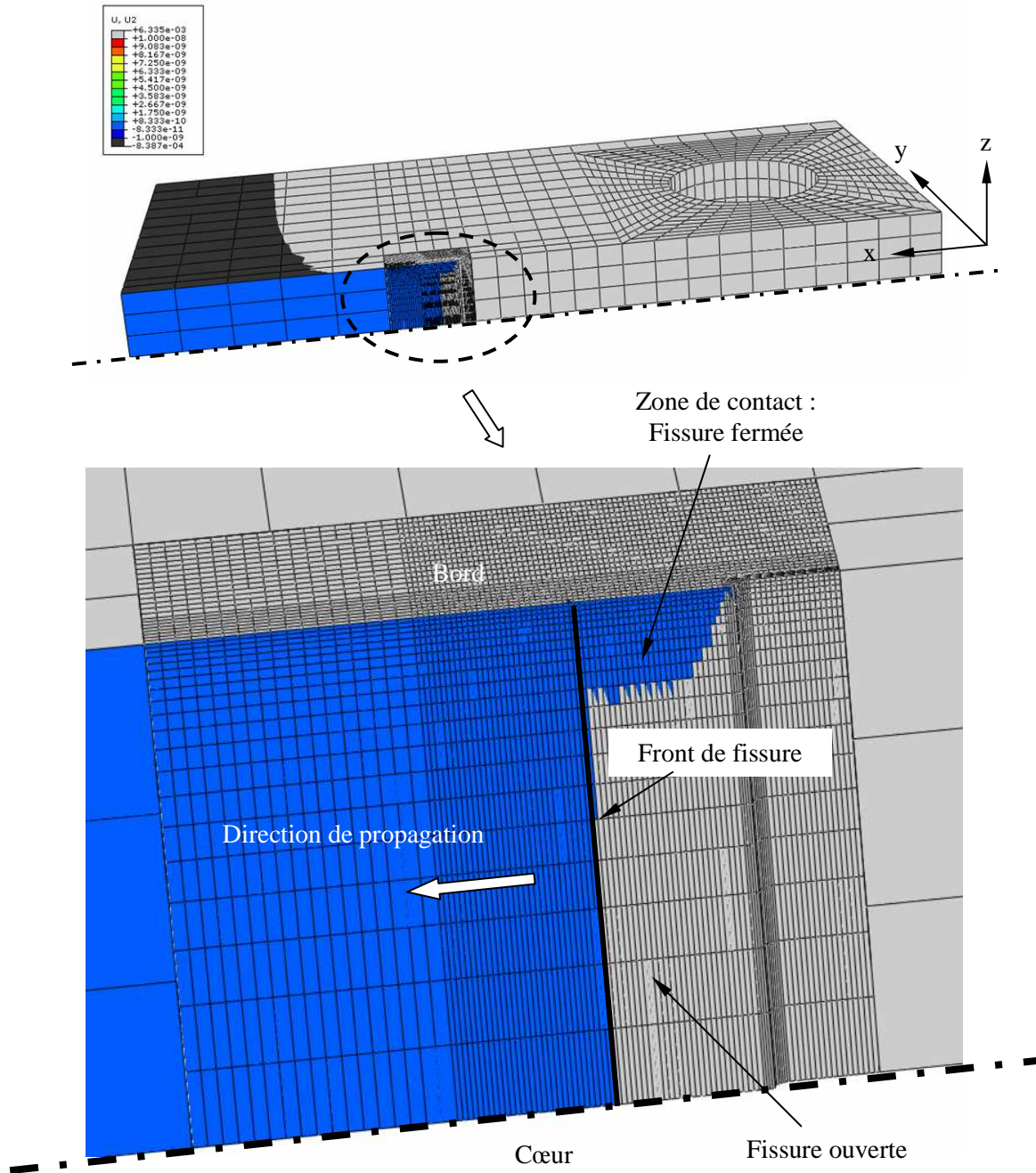


Figure 168: Fermeture par plasticité traduite par une zone de contact à $\Delta K = 12$

$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$

L'observation au MEB d'un faciès de rupture à ΔK constant = $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$ sur éprouvette CT-50 est mise en comparaison avec le numérique (Figure 169). Cette observation permet de mettre en évidence une zone de matage (zone de compression) très localisée au bord de l'éprouvette. Cette zone de matage, liée à la fermeture de fissure en cours de propagation, a une géométrie en accord avec les résultats numériques. L'étendue de cette zone de matage observée sur la surface de rupture a une largeur de l'ordre de $0,013 \text{ mm}$, elle est induite par des contraintes de compression sévères très localisées pendant la décharge. Cette dimension est largement inférieure à celle obtenue numériquement (de l'ordre de $1,25 \text{ mm}$) qui correspond à l'intégralité de la zone de contact.

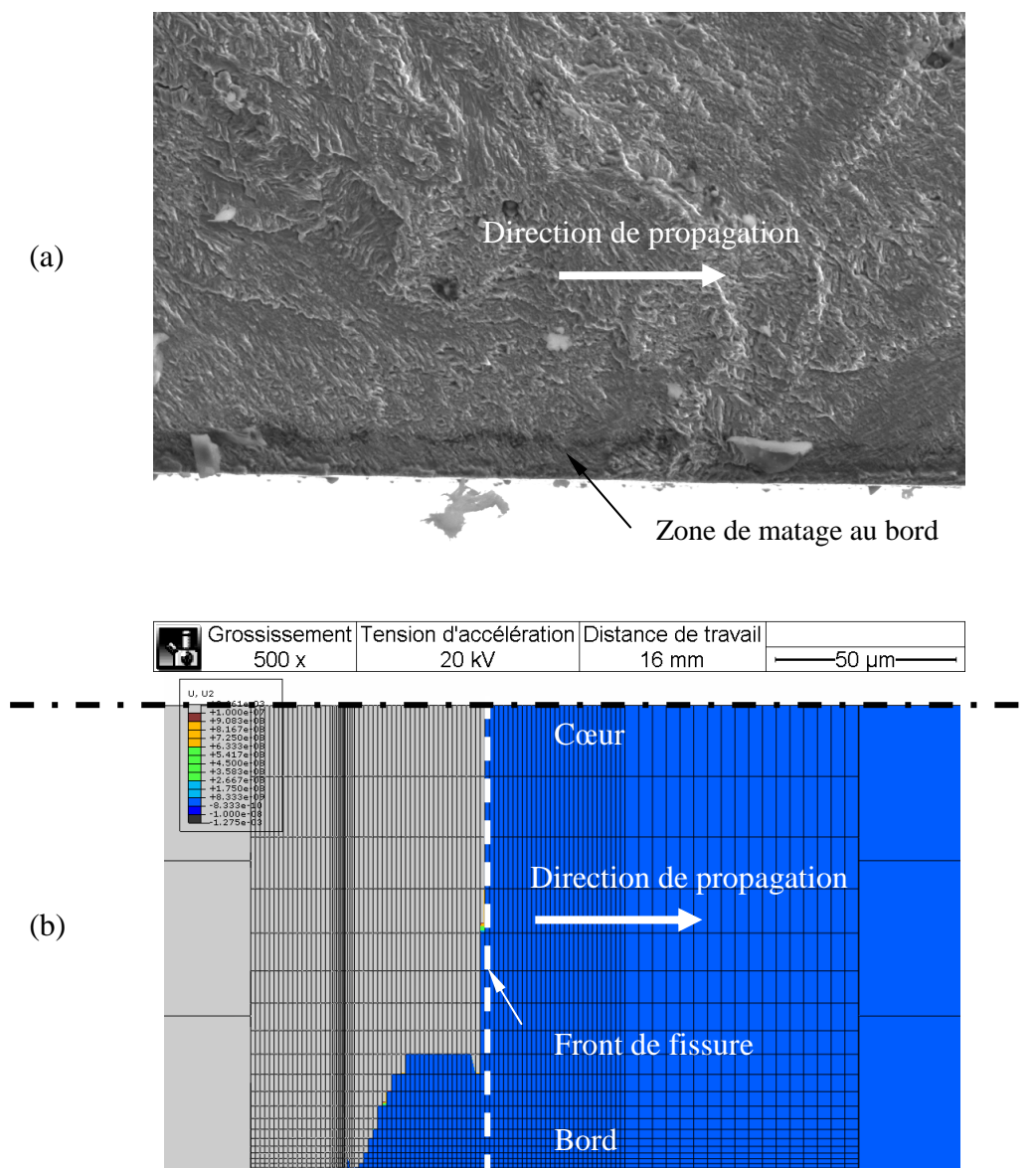


Figure 169: Comparaison (a) de la zone de matage au bord observée au MEB sur la surface rupture et (b) de la zone de contact numérique $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$

Afin de caractériser la présence de fermeture, notamment pour la détermination de K_{op} , on décide de suivre, par la suite, le comportement en contact des quatre nœuds situés près du bord, une maille derrière le front de fissure, comme schématisé dans la Figure 170.

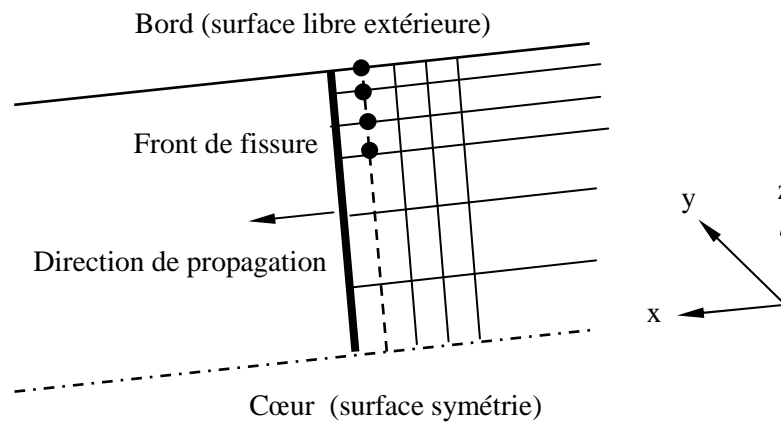


Figure 170: Position des quatre nœuds observés pour caractériser K_{op} pour le comportement en contact

I.6.2. Mesure de la fermeture par la variation de la complaisance

Comme écrit dans le chapitre bibliographique, le critère de détermination de la charge à l'ouverture P_{op} par le déplacement des nœuds est dépendant du raffinement de maillage. Afin de s'assurer de la précision du critère par une comparaison avec les mesures expérimentales, la variation de la complaisance au cours du cyclage a été simulée par l'intermédiaire de la déformation des éléments situés en face arrière correspondant à la mesure de la jauge et par le déplacement vertical U_2 des nœuds représentant le déplacement des lames du capteur COD (Figure 171).

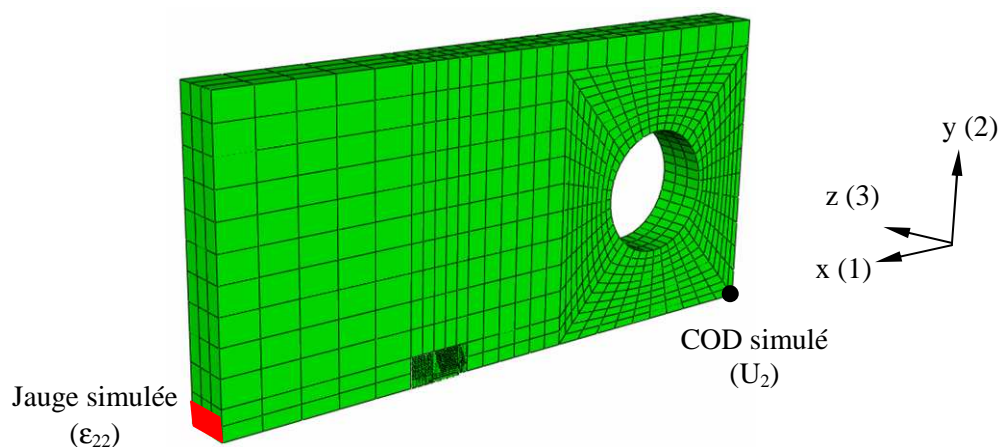


Figure 171: Simulation de la variation de complaisance par le calcul de ϵ_{22} de la jauge simulée ou par la mesure de déplacement U_2 du capteur COD simulé

Les Figure 172a et b montrent les évolutions de la complaisance différentielle $K - \delta'$ (d'après Kikukawa [96]) obtenue lors de la simulation numérique par la jauge et le capteur COD. Celles-ci sont opposées, mais analogues. La partie verticale correspond à la linéarité de la courbe de complaisance $K - \delta$. La déviation dans la partie supérieure de la courbe est due à la déformation plastique en pointe de fissure qui entraîne un émoussement. La déviation en partie inférieure est due, quant à elle, au phénomène de fermeture étudiée. L'interprétation des résultats sera présentée uniquement par le capteur COD (Figure 172b).

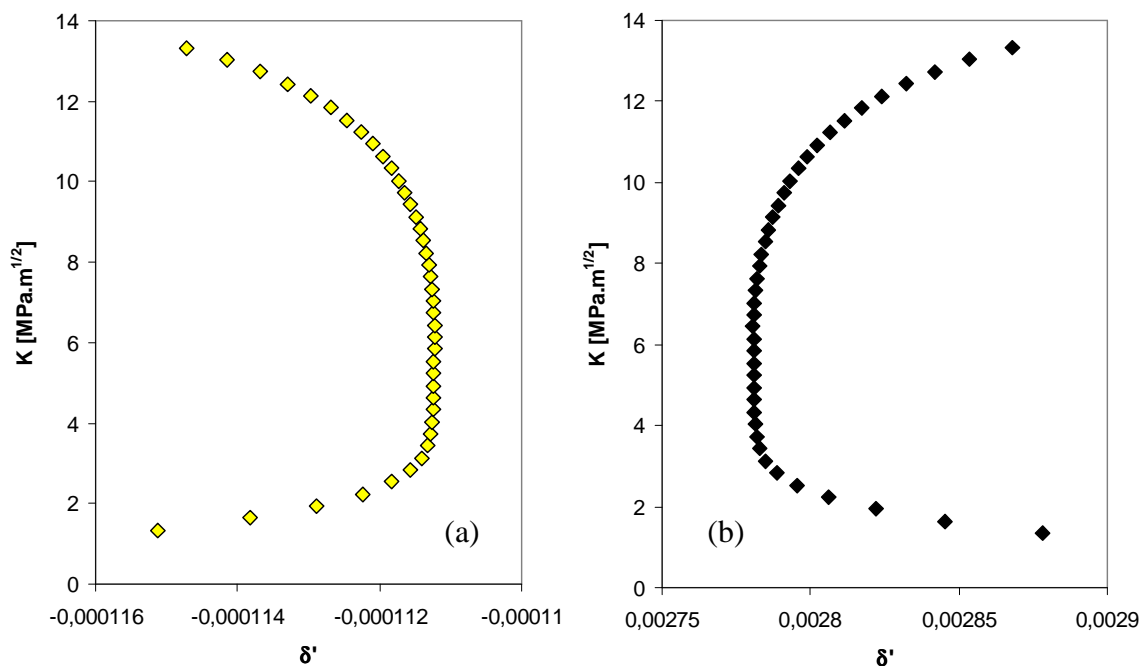


Figure 172: Courbes de variation de complaisance différentielle $K - \delta'$ lors de la mise en charge données par (a) la jauge simulée ; (b) le déplacement du capteur COD simulé

La détermination du FIC correspondant à l'ouverture, K_{op} , suit la démarche précédemment décrite dans le chapitre IV. Tout d'abord, on recherche une fonction d'interpolation. K_{op} est ensuite déterminé automatiquement comme le point d'intersection entre une droite verticale et la fonction interpolée avec un critère de (Figure 173). Afin de mieux comprendre à quoi correspond physiquement ce décalage en terme de comportement de contact. K_{op} a été déterminé pour des décalages de 1%, 2% et 5%.

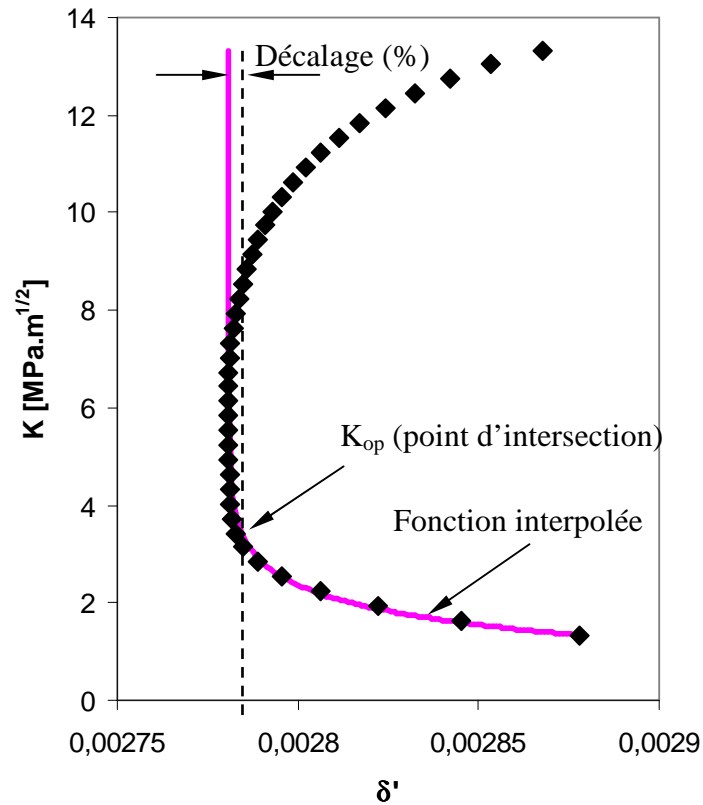


Figure 173: Illustration schématique de la détermination de K_{op}

La Figure 174 montre les zones de contact obtenues numériquement, après 1,5 mm de propagation pour une valeur de chargement correspondant à K_{op} mesuré, pour les 3 niveaux de décalage 1, 2 et 5%.

On constate que, avec un décalage de 1% (Figure 174a), la fissure est effectivement complètement ouverte, avec une perte totale de contact à proximité du front de fissure. Par contre, lorsque le chargement K_{op} correspond à un décalage de 2% (Figure 174b), la fissure n'est pas complètement ouverte avec une zone de contact très petite, localisée au bord. Lorsque K_{op} est calculé avec un décalage de 5% (Figure 174c), la zone de contact est plus grande et la fissure est partiellement fermée (Figure 174b). Par conséquent, il semble qu'un décalage de 1% pour le calcul de K_{op} permet d'approcher au mieux le chargement effectif d'ouverture de fissure.

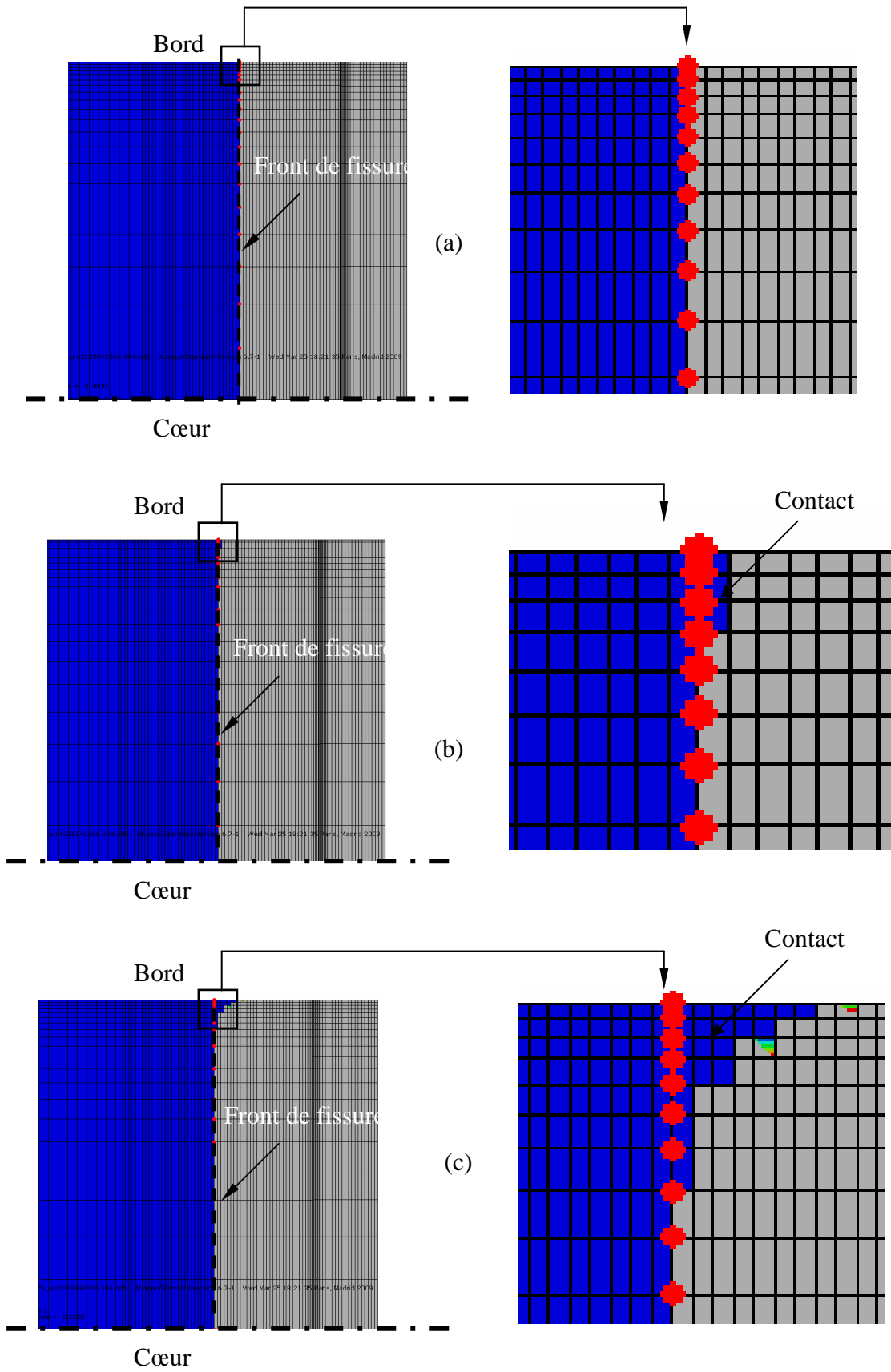


Figure 174: Zones de contact correspondant à K_{op} mesuré par la variation de complaisance avec (a) 1% de décalage ; (b) 2% de décalage; (c) 5% de décalage

La Figure 175 montre les valeurs de K_{op} obtenues numériquement pour différentes longueurs de la fissure, pour les deux méthodes, contact des nœuds et variation de complaisance. Les valeurs de K_{op} par le contact des nœuds (points triangulaires) sont obtenues à partir des quatre nœuds situés près du bord comme évoqué précédemment (Figure 170). Pour une longueur de fissure donnée, le comportement de contact de ces quatre nœuds peut être différent à cause de la discrétisation de l'incrément de calcul. Par conséquent, la valeur de K_{op} donnée par ces quatre nœuds peut différer d'un ou plusieurs incréments de calcul. Il est à noter que la discrétisation sur le chargement est de 80 incréments par cycle. Il apparaît que pour des longueurs de fissure supérieures à 0,4 mm, l'utilisation de la variation de complaisance avec un décalage de 1% permet de prédire correctement le comportement local de contact en pointe de fissure, alors que les décalages de 2% et 5% sous-estiment le niveau de fermeture. Toutefois, il faut noter que le critère de décalage de 2% donne de meilleurs résultats pour une longueur de fissure inférieure à 0,4mm.

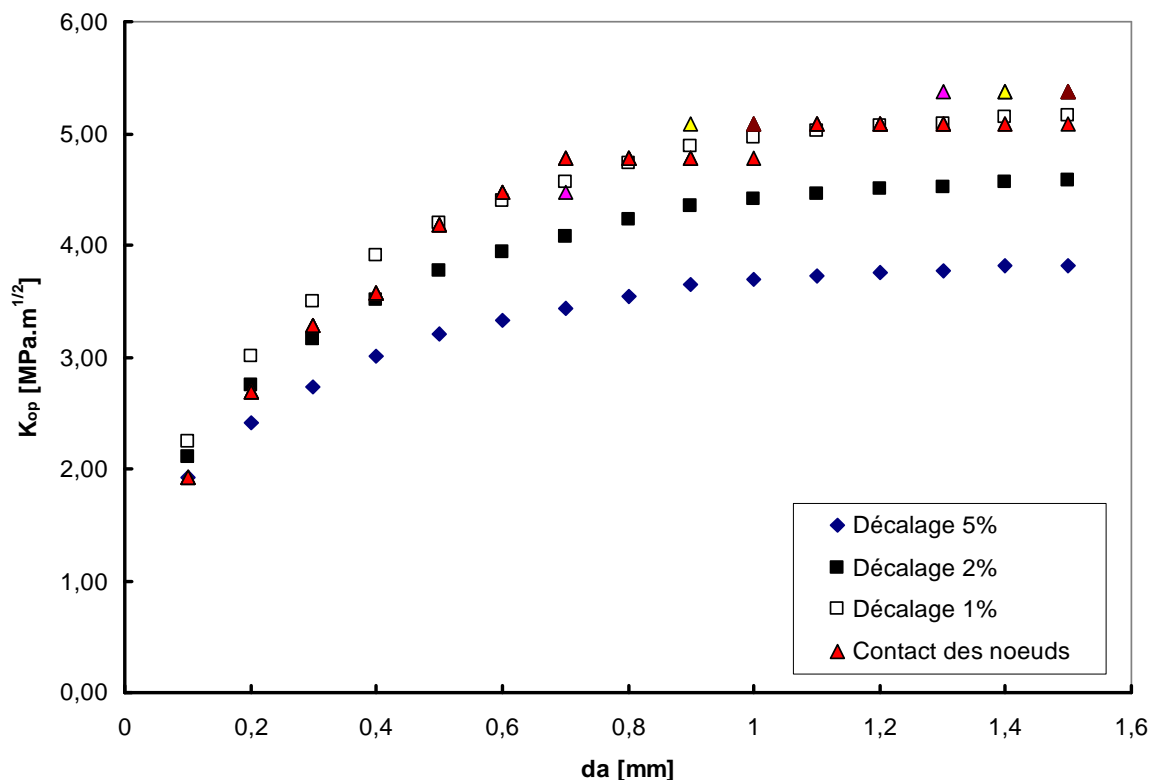
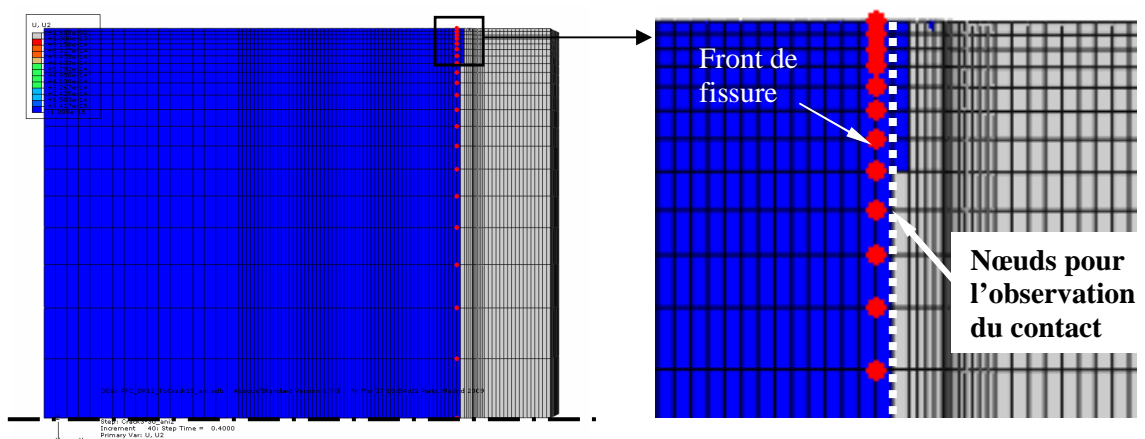
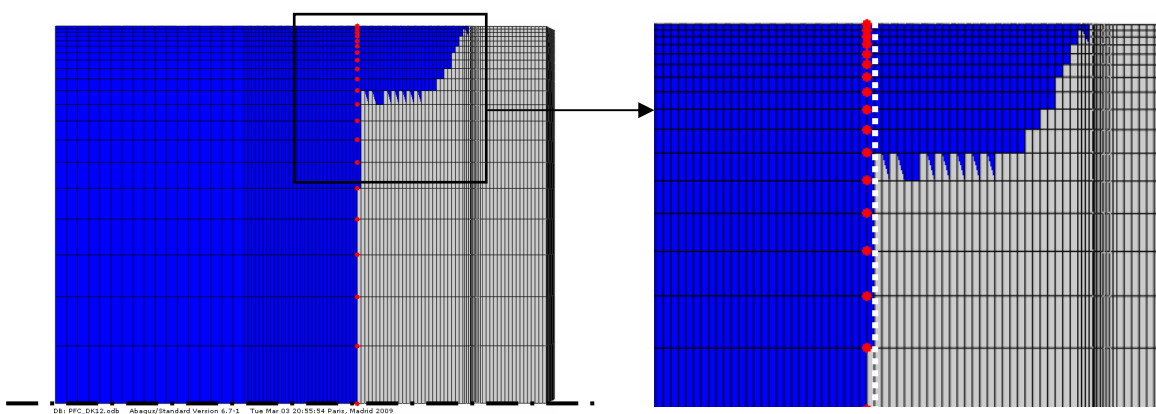


Figure 175: Comparaison des valeurs de K_{op} en fonction de l'avancée de fissure (da) obtenues par le comportement du contact des nœuds en front de fissure et par la variation de complaisance avec différentes valeurs de décalage

Ceci peut s'expliquer par une analyse de la position des nœuds retenus pour l'observation du contact. Nous avons décidé d'observer le contact sur quatre nœuds situés à une maille du front de fissure et tous ces éléments ont même dimension suivant l'axe de propagation (sauf les 4 premiers éléments près de l'entaille). Par conséquent, le rapport « distance de mesure de contact/longueur de fissure » diminue sensiblement quand la fissure se propage. Pour une fissure courte (Figure 176a), les nœuds d'observation du contact sont, par rapport à une fissure longue, assez éloignés du front, et on a alors tendance à sous-estimer K_{op} . Pour les fissures plus longues (Figure 176b), l'observation du contact se fait, comparativement à la longueur de fissure, de manière très localisée près du front de fissure, donnant alors une valeur de K_{op} plus proche de la valeur effective.



(a) : fissure de 0,2 mm



(b) : fissure de 1,5 mm

Figure 176: Zones de contact à différentes longueurs de fissure

La mesure de fermeture par la variation de la complaisance traduit correctement le comportement local de contact au front de la fissure. Au travers de la simulation numérique, il y a une corrélation assez nette établie entre la variation de la complaisance globale de l'éprouvette et le comportement du contact local au front de la fissure, même de façon très localisée sur le bord.

On retiendra par la suite le critère d'intersection avec un décalage de 2% selon la recommandation de l'ASTM. En effet, le décalage à 1% conduit parfois à des difficultés d'interprétation des résultats expérimentaux, et il peut surestimer la valeur de K_{op} ce qui entraînerait des prédictions non conservatives en terme de durée de vie.

II. SIMULATION DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE LONGUE

Cette partie des études numériques consiste à reproduire les expériences présentées dans le chapitre précédent de propagation d'une fissure longue dans le but d'expertiser la variation de l'effet de fermeture selon des paramètres mécaniques étudiés, à savoir l'effet d'une pré-déformation, l'effet de l'histoire du chargement voire l'influence du rapport de charge sur l'évolution de la fermeture.

II.1. Effet de la pré-déformation

Dans le chapitre V de résultats expérimentaux, nous avons vu un effet de la pré-déformation uniquement dans le domaine des faibles ΔK . Toutefois, pour des raisons de taille d'éléments (Dougherty [118]) et pour s'affranchir de l'effet d'environnement, la simulation numérique devait nécessairement être réalisée pour une valeur de ΔK au moins égale à 12 MPa \sqrt{m} avec $R = 0,1$: l'étude numérique de l'influence de la pré-déformation sera par conséquent effectuée à ΔK constant et égal à 12 MPa \sqrt{m} afin de caractériser et expliquer qualitativement l'effet de la pré-déformation de 10%.

La pré-déformation a été réalisée numériquement par un essai de traction en imposant un déplacement U_y uniforme suivant la direction de traction afin de produire une zone de déformation résiduelle ε_{yy} de 10% autour de la zone de fissuration (Figure 177). On observe une zone de déformation résiduelle homogène de 10% sur un large volume autour de la zone de fissuration.

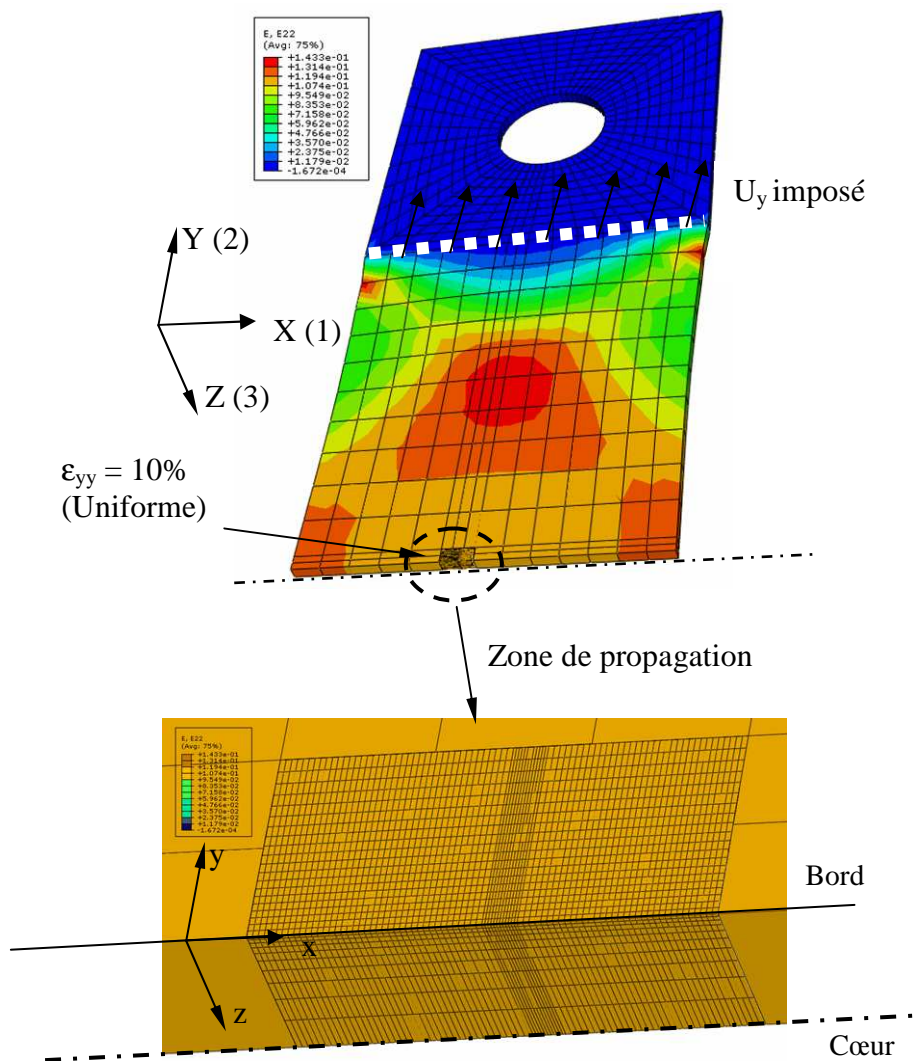


Figure 177: Déformation résiduelle dans l'éprouvette SENT avec une pré-déformation de 10%

La Figure 178 estime les tailles de la zone plastique cyclique obtenues après propagation de 1,5 mm à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$ sur éprouvette SENT pré-déformée à 10% (Figure 178a) et SENT brute (Figure 178b). Il est à noter que le temps nécessaire pour chaque calcul est de 36 heures en utilisant 8 processeurs en parallèle. Ces contours de zone plastique cyclique correspondent approximativement aux valeurs des contraintes σ_{22} inférieures à $(-\sigma_0)$, limite d'élasticité en compression.

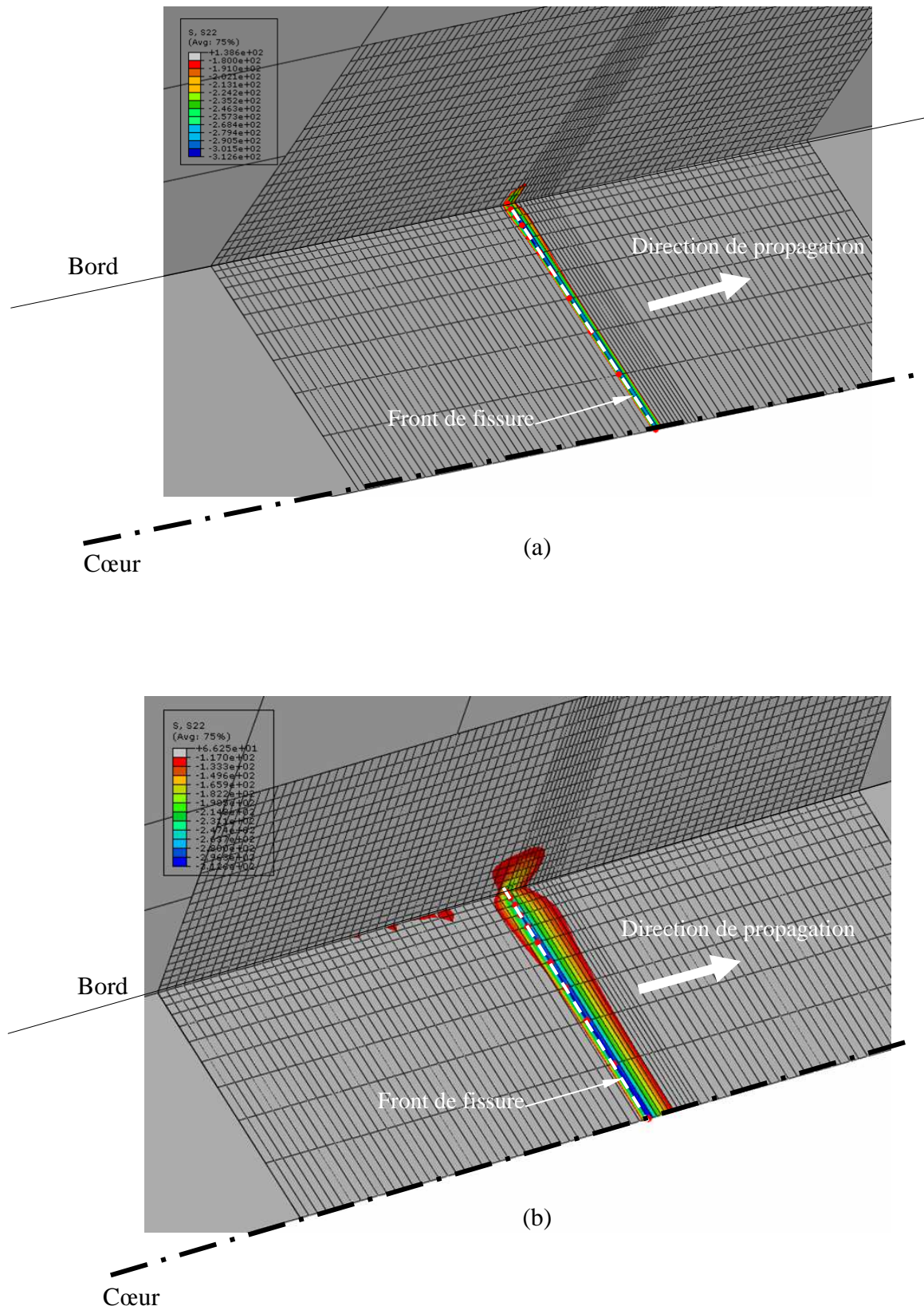


Figure 178: Zone plastique cyclique en pointe de fissure après propagation de 1,5 mm à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$ (a) sur SENT pré-déformée à 10% ; (b) sur SENT brute

D'autre part, la Figure 179 compare les profils d'une fissure propagée de 1,5 mm à partir de l'entaille, dans l'éprouvette pré-déformée à 10% (Figure 179a) et dans l'éprouvette brute (Figure 179b) pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$. Ces zones de contact correspondent au moment où la charge minimale est appliquée.

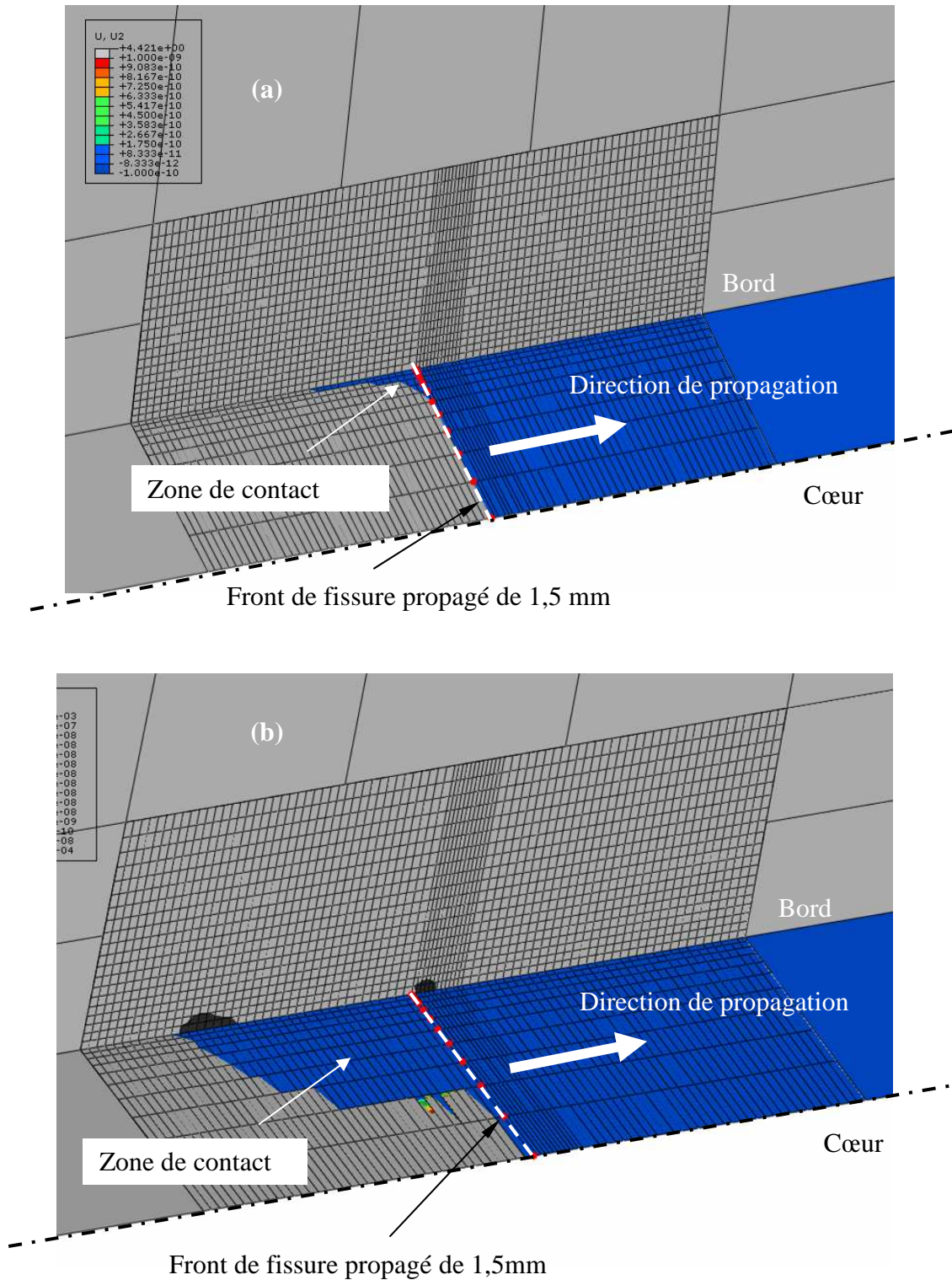


Figure 179: Zones de contact dans l'éprouvette SENT : (a) pré-déformée à 10%, (b) brute

Ces deux figures montrent donc, sur éprouvette pré-déformée, une zone plastique cyclique de petites dimensions et une zone de contact réduite par rapport aux résultats sur éprouvette brute. En présence de pré-déformation, les contraintes résiduelles en compression sont plus petites ce qui diminue la zone de contact et qui induit un effet moindre de la fermeture. Ceci est en accord avec les résultats expérimentaux. Toutefois, expérimentalement, cet effet ne s'était fait sentir que pour de faibles valeurs de ΔK .

II.2. Effet de l'histoire du chargement

Un certain nombre d'éléments de discussion sur l'histoire du chargement a déjà été présenté dans le chapitre V, lors de la présentation des résultats expérimentaux. Cette partie s'intéresse à la caractérisation numérique de l'effet de l'histoire du chargement sur la fermeture d'une fissure longue dans la géométrie CT-50 d'épaisseur 10 mm afin d'établir une comparaison entre numérique et expérimental.

II.2.1. Chargement à ΔK constant

Des simulations numériques, représentatives des essais à trois niveaux constants de ΔK (12, 15 et 18 MPa \sqrt{m}) ont été effectuées sur éprouvettes CT-50 d'épaisseur 10 mm avec un rapport de charge $R = 0,1$. Comme montré expérimentalement, une fissure est considérée comme longue lorsque la longueur est supérieure à une longueur a_{cr} (Figure 145). Numériquement, il est alors nécessaire de propager la fissure jusqu'à 1,5 mm pour les trois niveaux du chargement.

Rappelons que le taux d'ouverture U obtenu expérimentalement pour chaque niveau constant de ΔK est constant pour les fissures longues. U a alors une valeur de 0,72 pour le 304L comme montré précédemment dans Figure 127. Ceci signifie que, quel que soit le niveau de ΔK constant appliqué, le niveau de fermeture est constant avec une partie effective de 72%. La Figure 180 met en évidence un bon accord entre les résultats expérimentaux et la simulation pour les trois niveaux constants de ΔK avec un rapport de charge $R = 0,1$.

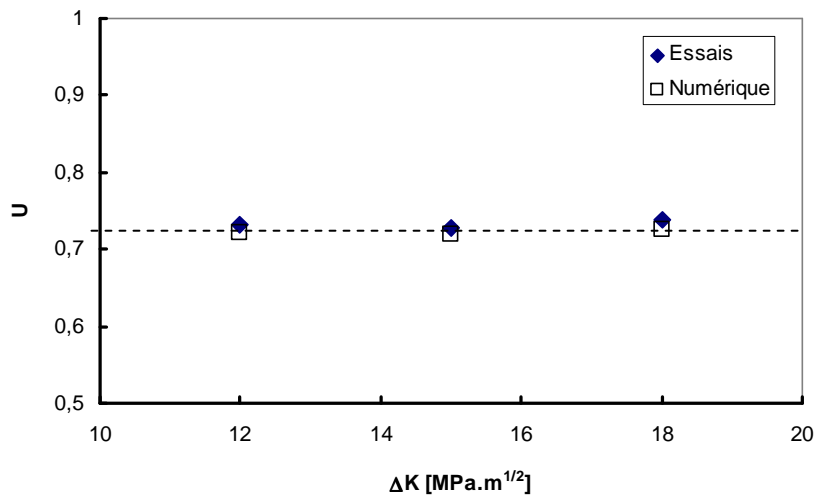
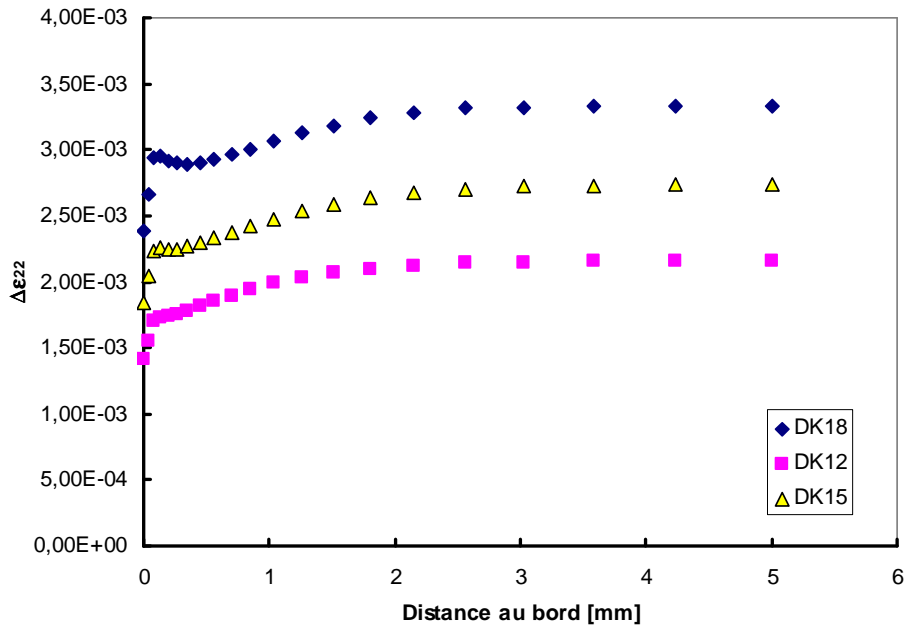
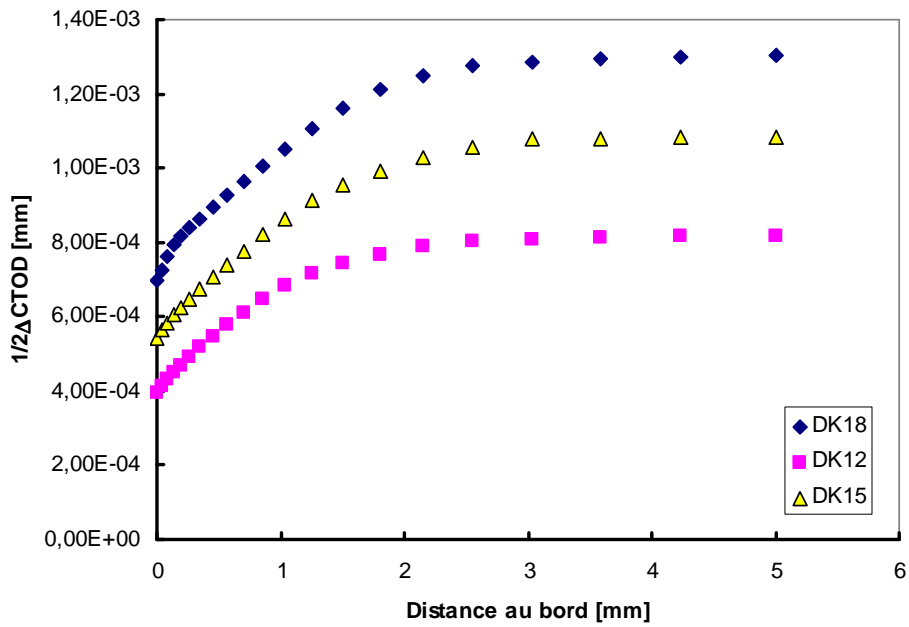


Figure 180: Comparaison numérique/expérimental de valeurs de U à différentes amplitudes constantes de ΔK (12, 15, 18 MPa \sqrt{m})

Afin de tenter d'expliquer ce phénomène de mémoire de la fermeture observé ici pour les différents niveaux constants de ΔK , nous allons nous intéresser à l'amplitude de déformation suivant l'axe du chargement $\Delta\varepsilon_{22}$ ainsi qu'à l'amplitude d'ouverture $\Delta CTOD$ (Crack Tip Opening Displacement) en front de fissure correspondant à la variation de déplacement suivant la direction 2 des nœuds situés à une maille du front. Ces deux paramètres jouent un rôle important lors de la détermination du niveau de fermeture par la plasticité [108, 112, 173]. La Figure 181 présente les valeurs de $\Delta\varepsilon_{22}$ et de $\frac{1}{2} \Delta CTOD$ tracées en fonction de la distance au bord, après une propagation de 1,5 mm à ΔK constant de 12, 15 et 18 MPa \sqrt{m} avec un rapport de charge $R = 0,1$. Les valeurs de $\Delta\varepsilon_{22}$ des points situés au bord sont faussées par des problèmes numériques et ne seront pas prises en compte par la suite. Il apparaît que, plus ΔK est élevé, plus $\Delta\varepsilon_{22}$ et $\frac{1}{2} \Delta CTOD$ augmentent : la fissure s'ouvre plus à $\Delta K = 18$ MPa \sqrt{m} mais en même temps, l'amplitude de déformation est aussi plus grande par rapport au chargement à $\Delta K = 12$ MPa \sqrt{m} ce qui entraîne une zone de contact plus importante (Figure 182).



(a)



(b)

Figure 181: Amplitudes (a) de déformation $\Delta\epsilon_{22}$ et (b) d'ouverture en front de fissure $\frac{1}{2} \Delta CTOD$ après propagation de 1,5 mm à $\Delta K = 12, 15, 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

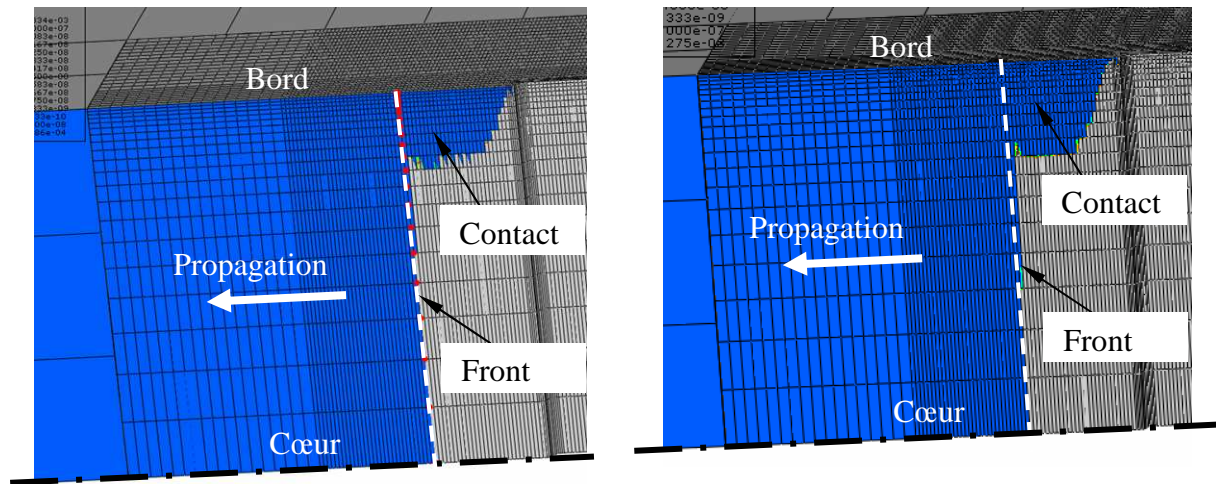
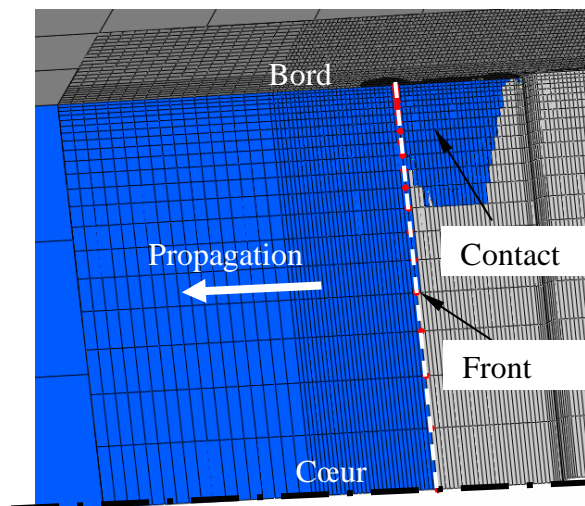
(a) Surface de contact $S_{\text{contact}} = 1,25 \text{ mm}^2$ (b) Surface de contact $S_{\text{contact}} = 1,5 \text{ mm}^2$ (c) Surface de contact $S_{\text{contact}} = 1,82 \text{ mm}^2$

Figure 182: Illustration de la zone de contact à la charge minimale après 1,5mm de propagation pour (a) $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (b) $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et (c) $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec un rapport de charge $R = 0,1$

Si on observe les rapports $\frac{1}{2} \Delta \text{CTOD} / \Delta \varepsilon_{22}$ pour $\Delta K = 12, 15$ et $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 183), on s'aperçoit qu'ils sont identiques dans toute l'épaisseur de l'éprouvette pour les 3 niveaux de chargement et qu'ils sont surtout parfaitement confondus au bord où le contact se produit. Ceci qui explique que la zone de contact soit proportionnelle avec le chargement

appliqué, comme le montre la Figure 184. Ceci justifie également que le taux d'ouverture U soit le même pour 3 niveaux de chargement.

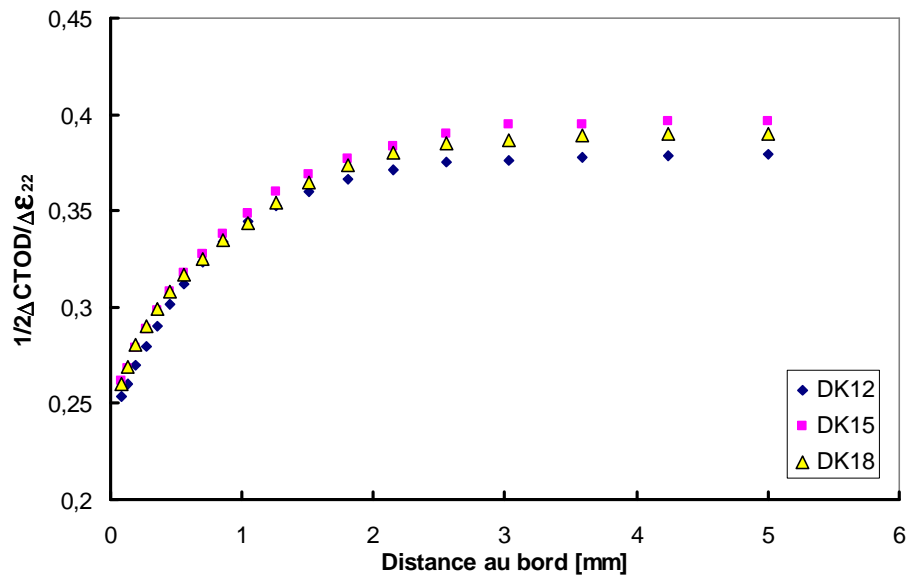


Figure 183: Evolution de $\frac{1}{2} \Delta \text{CTOD} / \Delta \epsilon_{22}$ pour une fissure propagée de 1,5 mm à $\Delta K = 12, 15, 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

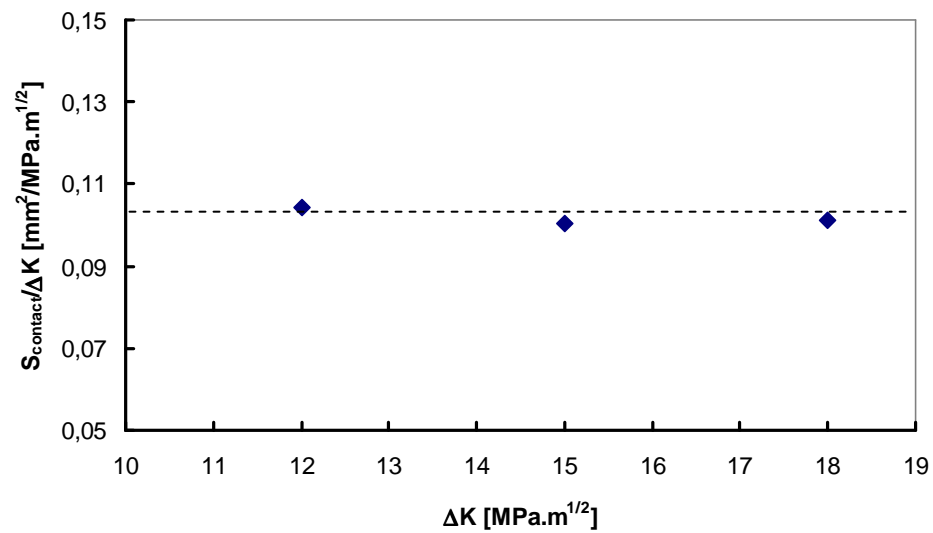


Figure 184: Rapport entre la surface de contact S_{contact} et ΔK pour une fissure propagée de 1,5 mm à ΔK constant = 12, 15, 18 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

II.2.2. Chargement à ΔK croissant

Le chargement à ΔK croissant est simulé sur une éprouvette CT-50 d'épaisseur 10 mm. Pour obtenir une fissure longue, une préfissuration numérique est effectuée à $\Delta K = 15$ MPa \sqrt{m} constant jusqu'à une longueur de 1,5 mm. Pour des raisons de temps, les calculs sont effectués uniquement dans un domaine de ΔK croissant de 15 à 18 MPa \sqrt{m} avec $C_g = 0,15$ et avec un rapport de charge $R = 0,1$. La fissure se propage alors sur une longueur totale de 3 mm pour cette simulation complète qui dure 10 jours de calcul avec 8 processeurs. La Figure 185 montre les valeurs numériques et expérimentales du taux d'ouverture U pour ΔK croissant de 15 à 18 MPa \sqrt{m} avec $U_{\text{initial}} = 0,72$ obtenu lors de la préfissuration à ΔK constant = 15 MPa \sqrt{m} . On observe une très bonne concordance entre les résultats d'essai et la simulation numérique.

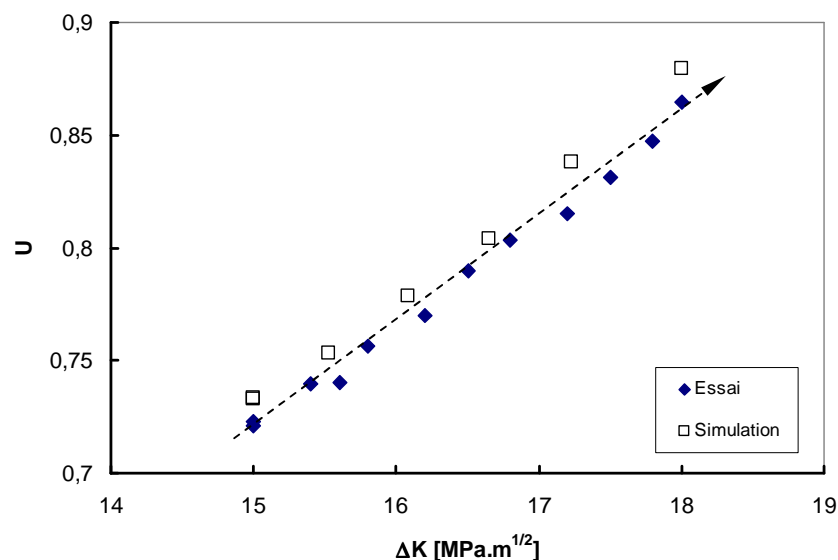


Figure 185: Comparaison des taux d'ouverture U entre expérimental et numérique pour le chargement à ΔK croissant de 15 MPa \sqrt{m} à 18 MPa \sqrt{m} , à $R = 0,1$

La Figure 186 compare les zones de contact à la charge minimale pour $\Delta K = 16,65$ MPa \sqrt{m} et 18 MPa \sqrt{m} lors de l'essai à ΔK croissant. Il apparaît que l'air de la zone de contact décroît quand ΔK augmente. Ainsi le rapport $S_{\text{contact}}/\Delta K$ est une fonction décroissante de ΔK (Figure 187).

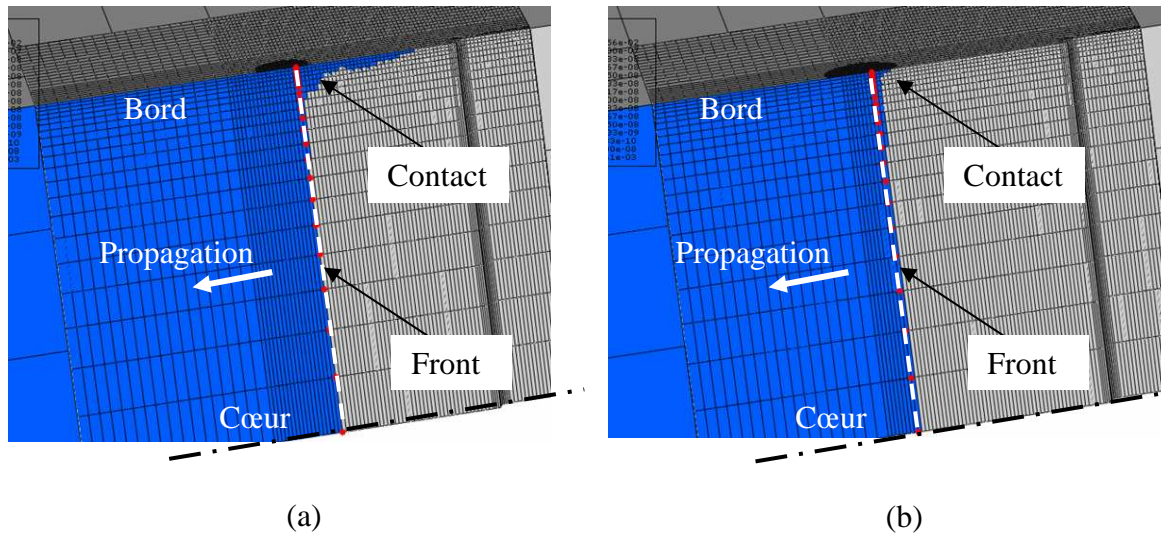


Figure 186: Evolution de la zone de contact à la charge minimale lors de ΔK croissant, $R = 0,1$. (a) $\Delta K = 16,65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (b) $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

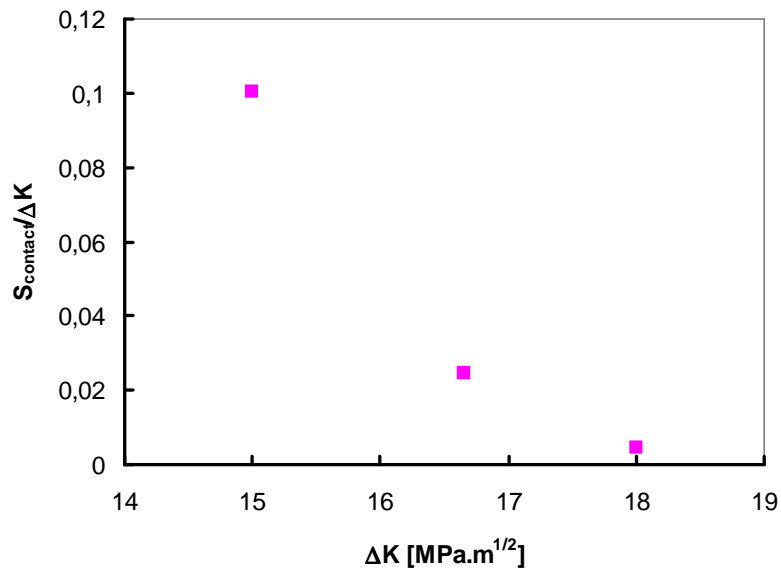


Figure 187: Rapport entre surface de contact S_{contact} et ΔK pour une fissure propagée de 1,5 mm lors d'un essai à ΔK croissant de 15 à 18 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

Cette diminution du rapport $S_{\text{contact}}/\Delta K$ correspond à la réduction du niveau de la fermeture lors d'un essai à ΔK croissant. Ceci peut s'expliquer numériquement par l'augmentation du rapport $1/2\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$ (Figure 188), notamment près des bords libres correspondant à une fissure plus ouverte lorsque ΔK croît.

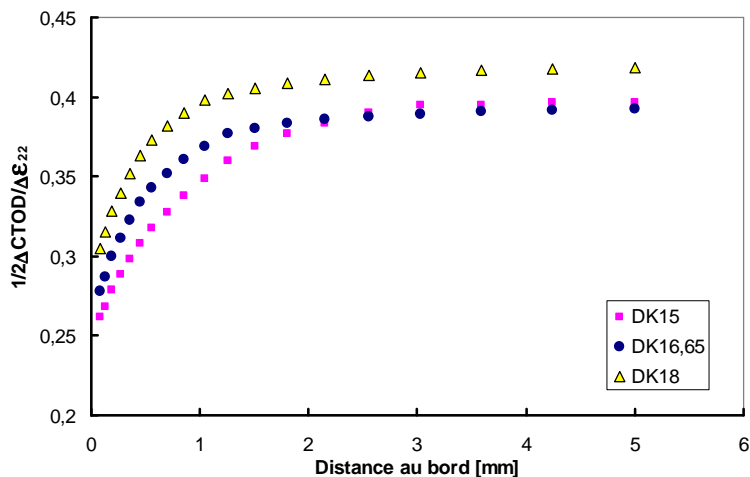


Figure 188: Rapport entre $\frac{1}{2} \Delta CTOD$ et $\Delta \epsilon_{22}$ lors d'un essai à ΔK croissant de 15 à 18 $MPa\sqrt{m}$ avec $R = 0,1$

II.2.3. Chargement à ΔK décroissant

La simulation numérique de l'essai à ΔK décroissant de 21 à 18 $MPa\sqrt{m}$ avec $C_g = -0,15$ est effectuée sur éprouvette CT-50 d'épaisseur de 10 mm avec une préfissuration à $\Delta K = 21 MPa\sqrt{m}$ jusqu'à 1,5 mm. La Figure 189 montre que le taux d'ouverture décroît alors au cours des essais, en partant de la valeur initiale de l'ordre de 0,72 correspondant à la préfissuration à $\Delta K = 21 MPa\sqrt{m}$, jusqu'à $U = 0,64$.

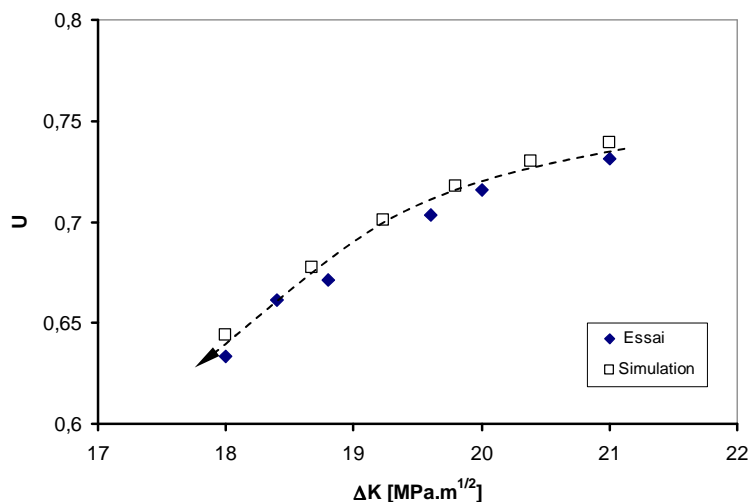


Figure 189: Taux d'ouverture U expérimentaux et numériques pour le chargement à ΔK décroissant de 21 à 18 $MPa\sqrt{m}$ à $R = 0,1$

Lorsque ΔK décroît durant la propagation, le rapport $\frac{1}{2} \Delta CTOD / \Delta \epsilon_{22}$ diminue (Figure 190) ce qui correspond à une fissure de plus en plus fermée. Ceci conduit à un contact plus important pendant la décharge (Figure 191).

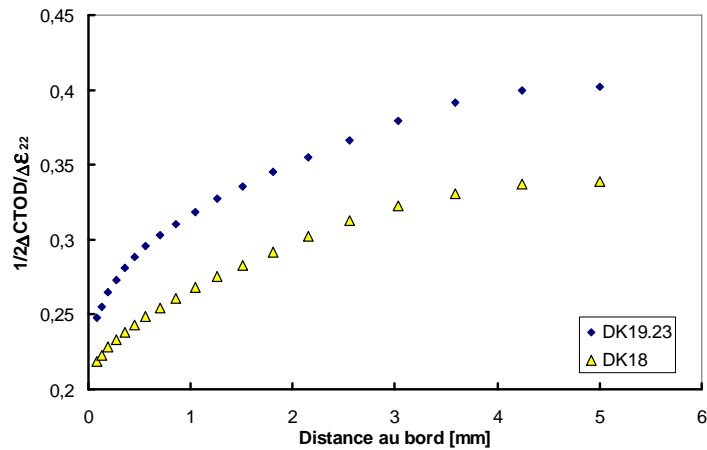


Figure 190: Rapport entre $\frac{1}{2} \Delta \text{CTOD}$ et $\Delta \varepsilon_{22}$ à $\Delta K = 19,23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ et à $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$, lors de ΔK décroissant

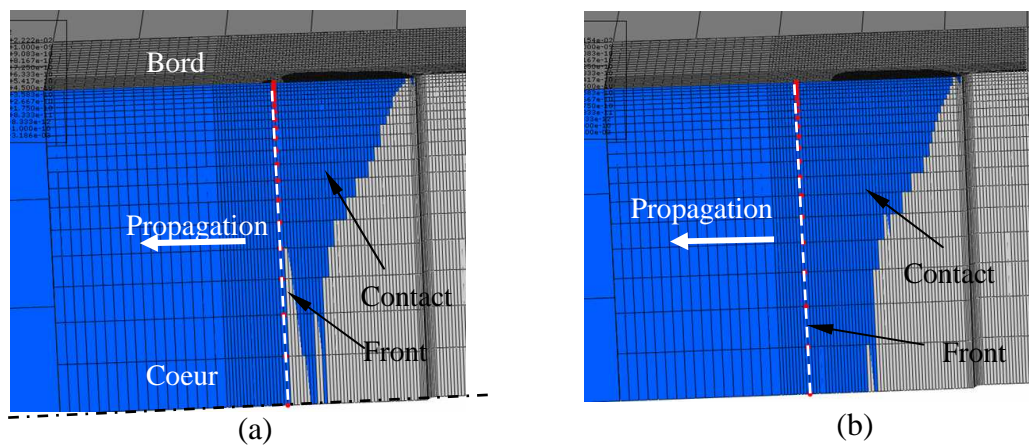


Figure 191: Zone de contact pour le chargement à ΔK décroissant, $R = 0,1$. (a) $\Delta K = 19,23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (b) $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

II.2.4. Comparaison des essais à ΔK constant, croissant, décroissant pour $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec un rapport de charge $R = 0,1$

Au travers des résultats numériques, on s'aperçoit qu'un paramètre essentiel expliquant l'évolution de la fermeture est le rapport entre l'ouverture ΔCTOD et la déformation en point de fissure $\Delta \varepsilon_{22}$ perpendiculaire au plan de fissure. L'augmentation de ce rapport correspond à une augmentation du taux d'ouverture U . La Figure 192 montre l'évolution du rapport $\frac{1}{2} \Delta \text{CTOD} / \Delta \varepsilon_{22}$ lors des essais à ΔK constant, croissant et décroissant dans toute l'épaisseur qui explique les différents niveaux de fermeture selon les trois types de chargement. L'augmentation de $\frac{1}{2} \Delta \text{CTOD} / \Delta \varepsilon_{22}$ conduit à une diminution de la zone de contact et donc de la fermeture.

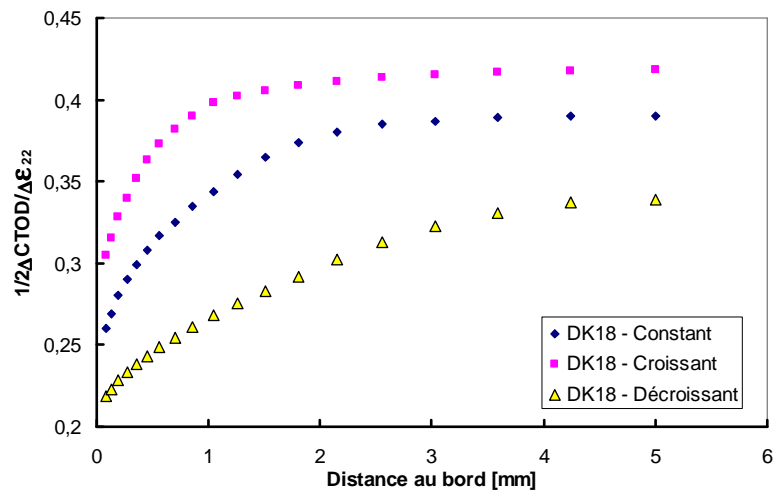


Figure 192: Evolution de $\frac{1}{2} \Delta CTOD / \Delta \epsilon_{22}$ à $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$ suivant les chargements à ΔK constant, croissant et décroissant

II.2.5. Chargement en séquence “Low-High”

Un calcul numérique représentatif de l’essai « Low-High » $15 - 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ a été lancé sur CT-50 d’épaisseur de 10 mm pour un rapport de charge $R = 0,1$. Afin de stabiliser l’effet de sillage plastique sur la fermeture, une préfissuration numérique de l’éprouvette à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ a été réalisée jusqu’à une longueur 1,5 mm. La propagation numérique de 1,5 mm se poursuit ensuite à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour une propagation de 1,5 mm uniquement pour des raisons de durée de calcul. L’évolution numérique correspondante du taux d’ouverture U est tracée, en fonction de la longueur de fissure, dans la Figure 193 et comparée aux mesures expérimentales.

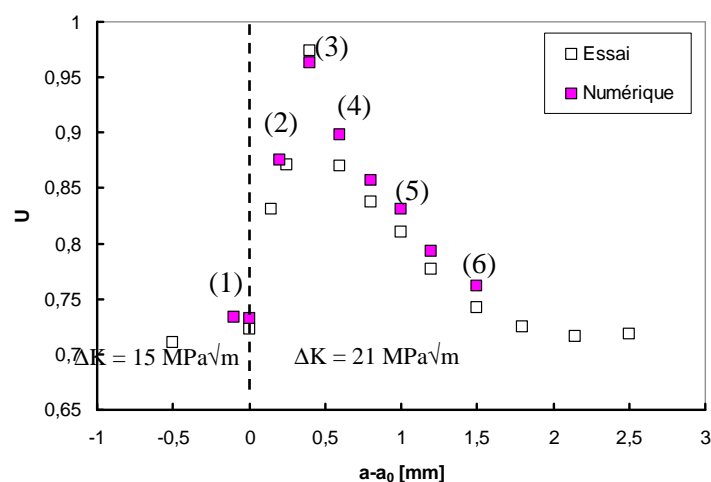


Figure 193: Taux d’ouverture U expérimental et numérique lors d’un essai Low-High ($15 - 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), $R = 0,1$

Il est tout d'abord intéressant de noter la bonne concordance entre numérique et expérimental tout au long de l'essai. Intéressons nous particulièrement à l'augmentation brutale du taux d'ouverture U entre les points 1 et 3, juste au moment de l'augmentation de ΔK de 15 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Cette transition correspond à une augmentation significative du rapport $1/2\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$ (Figure 194) correspondant à une fissure plus ouverte qui entraîne une perte de contact (Figure 195) lorsque U approche la valeur 1.

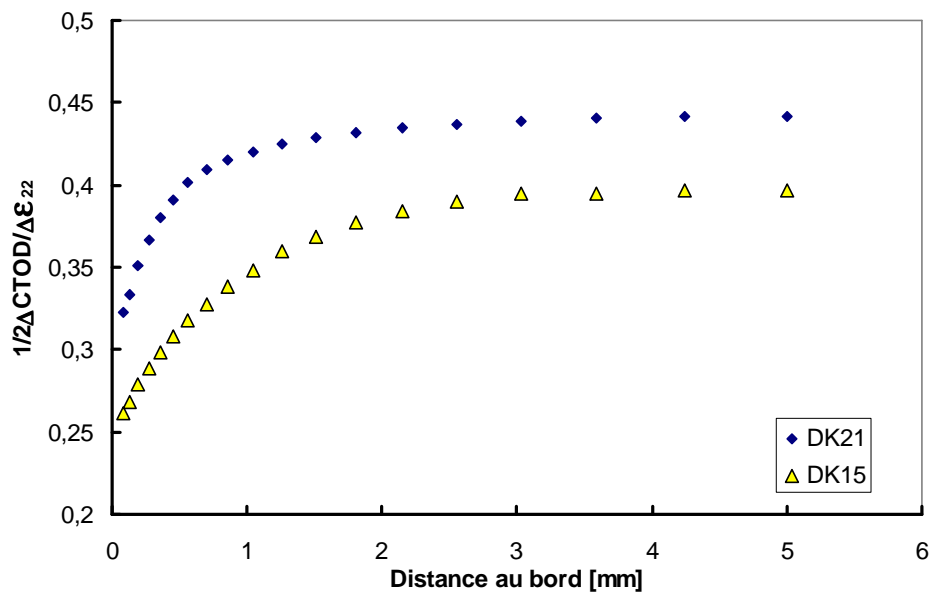


Figure 194: Rapport $1/2 \Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$ lors d'un essai « Low-High » 15- 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec un rapport de charge $R = 0,1$

Lorsque la propagation se poursuit (de (3) à (6)), la fissure tend à revenir vers une situation à ΔK constant ($U = 0,72$). L'évolution de la zone de contact tout au long de l'essai correspondant aux instants (1) à (6) est donnée dans la Figure 195.

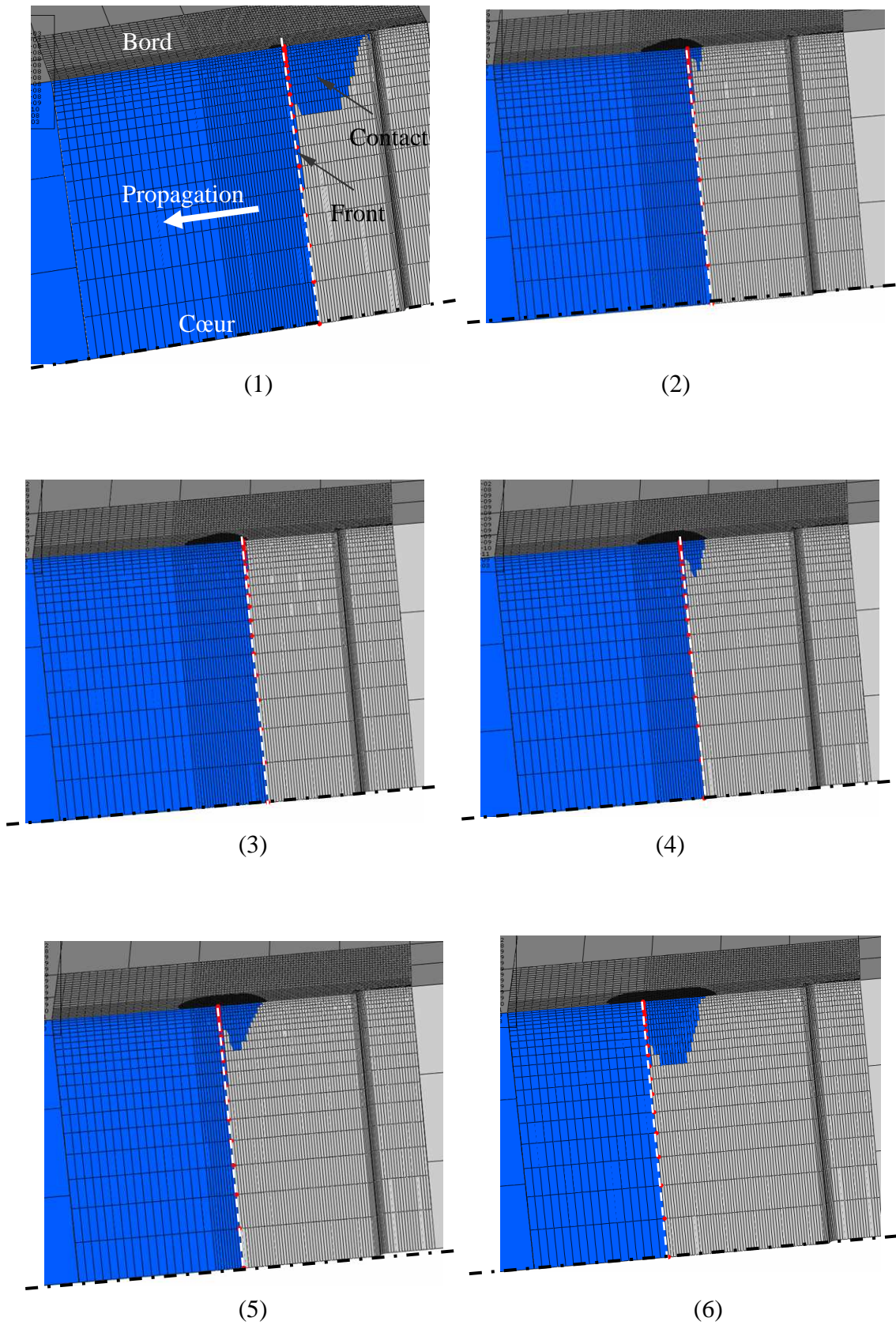


Figure 195: Evolution de la zone de contact à la charge minimale lors d'un essai « Low-High » aux instants (1), (2), (3), (4), (5) et (6) indiqués sur la Figure 193

II.2.6. Chargement en séquence “High-Low”

De la même manière, un calcul numérique représentatif de l’essai « High-Low » 21 – 15 MPa \sqrt{m} a été lancé sur CT-50 d’épaisseur 10 mm pour un rapport de charge $R = 0,1$ avec une préfissuration de 1,5 mm à $\Delta K = 21$ MPa \sqrt{m} . Les taux d’ouverture U sont, ici encore, très proches entre l’expérimental et le numérique (Figure 196). Cependant, compte tenu du temps de calcul, la simulation s’arrête bien avant le retour de U à 0,72. Cette simulation numérique complète (préfissuration de 1,5mm puis propagation en « High-Low » de 2 mm) a nécessité 11 jours de calcul avec 8 processeurs en parallèle.

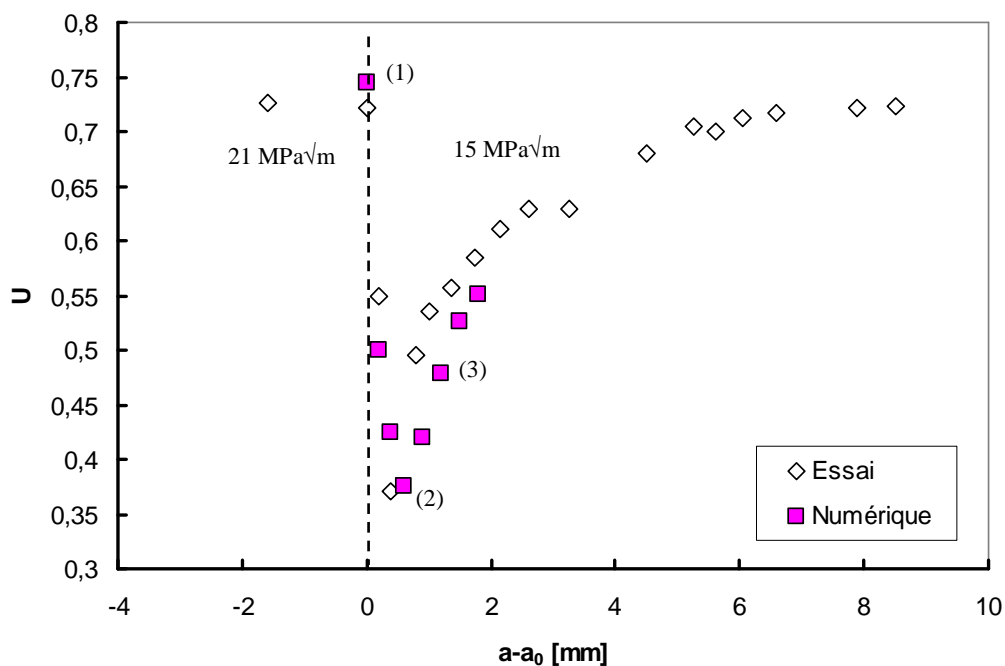


Figure 196: Comparaison des valeurs du taux d’ouverture U expérimental et numérique lors des essais High-Low : 21 - 15 MPa \sqrt{m}

La diminution du ΔK de 21 à 15 MPa \sqrt{m} conduit à une fissure plus fermée correspondant à une diminution immédiate du rapport $1/2\Delta CTOD/\Delta\varepsilon_{22}$. La Figure 197 compare les valeurs de $1/2\Delta CTOD/\Delta\varepsilon_{22}$ tracées selon l’épaisseur aux instants 1 et 2 comme indiqués sur la Figure 196. La diminution importante de la valeur de $1/2\Delta CTOD/\Delta\varepsilon_{22}$ (Figure 197) correspond à une très grande augmentation de la zone de contact (Figure 198) et l’on observe même dans ce cas précise de la fermeture à cœur sur 1 mm (Figure 198b).

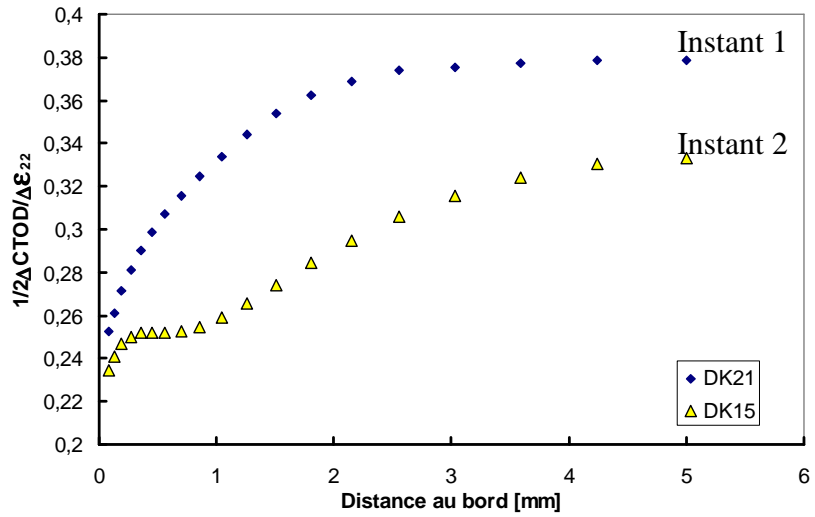


Figure 197: Rapport $\frac{1}{2} \Delta CTOD / \Delta \epsilon_{22}$ aux instants 1 et 3 lors d'un essai « High-Low » 21- 15 MPa√m avec un rapport de charge R = 0,1

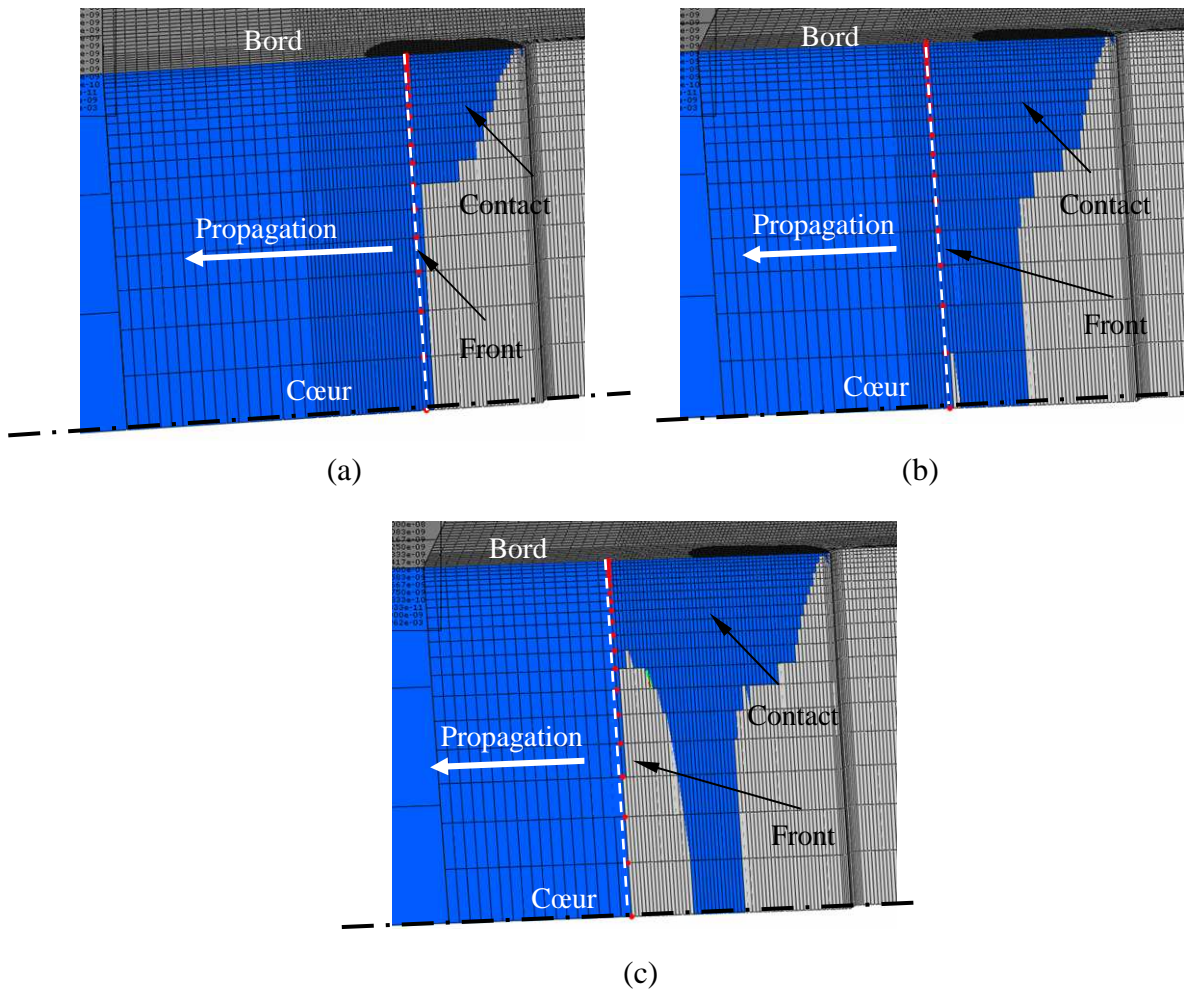


Figure 198: Zones de contact lors d'un essai « High-Low » 21 – 15 MPa√m avec R = 0,1. (a) à l'instant (1) ; (b) à l'instant (2) ; (c) à l'instant (3)

La Figure 198c illustre la zone de contact correspondant à l'instant (3) comme indiqué sur la Figure 196. On s'aperçoit que le contact existe toujours mais diminue ce qui est cohérent avec l'évolution du taux d'ouverture et l'on observe un phénomène de fermeture partielle comme initialement observé par Paris et al. [174] et Donald et al. [175].

II.3. Influence du rapport de charge

La simulation numérique mise en place nous permet de déterminer l'influence de certains paramètres qui n'ont pas été étudiés expérimentalement.

Ainsi, nous avons effectué des calculs de propagation à ΔK constant et égal à 12 MPa $\sqrt{\text{m}}$, sur éprouvette CT-50 d'épaisseur de 10 mm avec deux autres rapports de charge $R = 0,3$ et $R = 0,7$, afin d'observer l'évolution de la fermeture. La propagation s'effectue jusqu'à 1,5 mm. Pour les deux rapports de charge $R = 0,3$ et $0,7$ (Figure 199), la zone de contact derrière le front de fissure est inexistante, ce qui signifie que l'effet de fermeture a disparu.

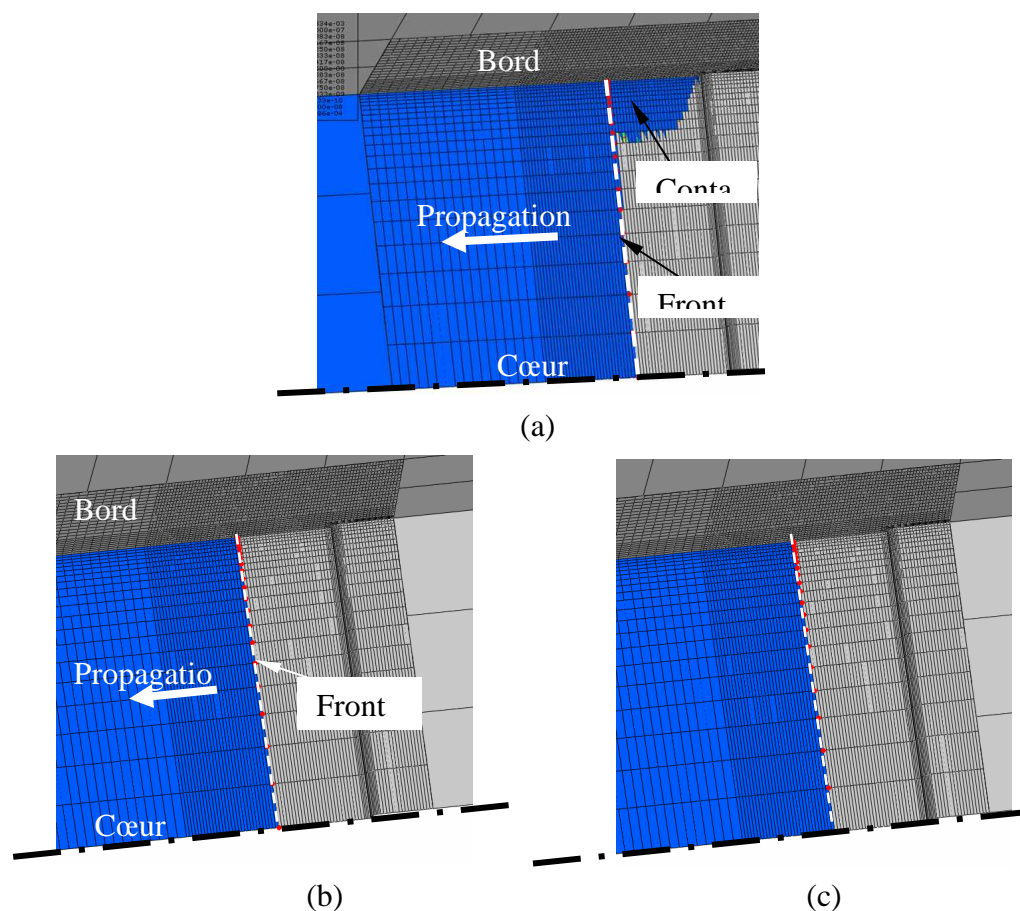


Figure 199: Zone de contact lors d'un essai à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) à $R = 0,1$; (b) à $R = 0,3$; (c) $R = 0,7$

Dans les études de Sarrazin-Baudoux et al sur le 304L [153], des essais de fissuration ont montré que même à $R = 0,7$, l'effet de la fermeture existait au niveau du seuil mais seulement pour un chargement à ΔK décroissant. Ces résultats peuvent être retrouvés numériquement, de manière qualitative, dans la simulation de la propagation d'une fissure longue : une éprouvette CT-50 est d'abord pré-fissurée numériquement à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,7$ jusqu'à une longueur propagée de 1,5 mm afin de stabiliser l'effet du sillage plastique. Ensuite, on applique un chargement à ΔK décroissant avec un $C_g = -0,15$. Les calculs correspondants montrent alors que l'effet de la fermeture réapparaît au fur et à mesure de la propagation, même à $R = 0,7$, ce qui est en accord avec les observations citées précédemment [153]. La Figure 200 illustre la zone de contact correspondante associée après une propagation de 1,5 mm à ΔK décroissant, à $R = 0,7$.

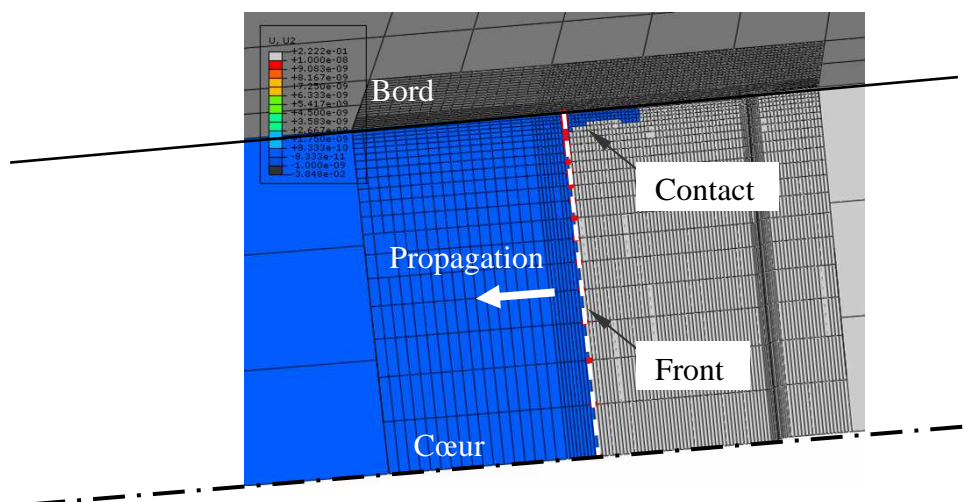


Figure 200: Zone de contact à $R = 0,7$ à ΔK décroissant avec $C_g = -0,15$

III. SIMULATION DE LA PROPAGATION D'UNE FISSURE COURTE

Dans le chapitre V, les résultats expérimentaux ont montré que les valeurs de FIC à l'ouverture K_{op} dépendent de la longueur de fissure jusqu'à une longueur critique da_{cr} , sous réserve que le chargement appliqué corresponde à ΔK constant. De plus, il est apparu que da_{cr} croît avec le chargement ΔK appliqué de 0,96 mm pour $\Delta K = 4,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à 1,457 mm pour $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 145). Au vu de ces observations, nous avons simulé en trois dimensions, sur éprouvette CT-50, la

propagation de la fissure courte 2D de 0,1 mm jusqu'à 1,5 mm correspondant à la valeur maximale de da_{cr} expérimentale. Les calculs s'effectuent pour trois niveaux de ΔK constants à $R = 0,1$ (12 MPa \sqrt{m} , 15 MPa \sqrt{m} et 18 MPa \sqrt{m}).

III.1. Effet de la longueur de fissure

Les valeurs du facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture K_{op} en fonction de la longueur de fissure, obtenues à partir des simulations numériques à $\Delta K = 12, 15$ et 18 MPa \sqrt{m} , sont tracées et comparées avec les valeurs expérimentales dans la Figure 201. Ces valeurs de K_{op} ont été calculées par la variation de la complaisance numérique évoquée précédemment. L'outil numérique reproduit ici remarquablement bien les expériences. Nous retrouvons la même évolution avec la longueur de la fissure : une augmentation importante de K_{op} dans le domaine de la fissure courte pour une longueur inférieure à da_{cr} suivie par une stabilisation dont le niveau croît avec ΔK appliqué.

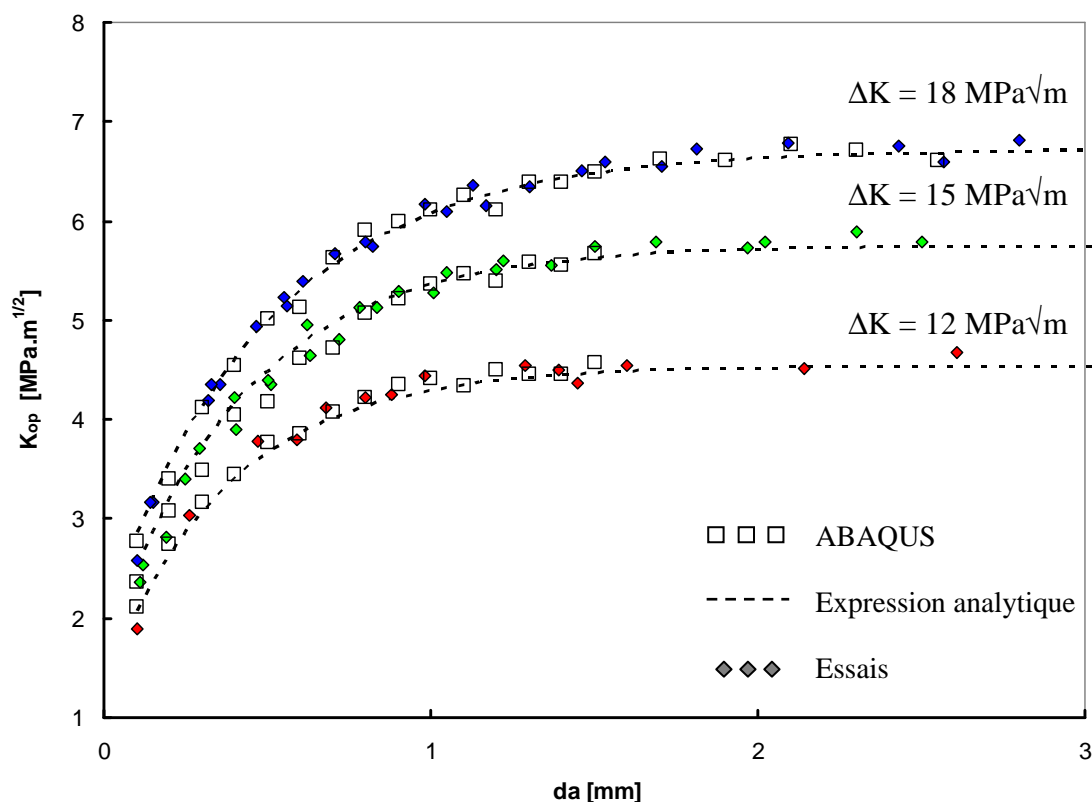


Figure 201: Evolution de K_{op} en fonction de la longueur de la fissure da pour les trois niveaux de ΔK simulés : comparaison numérique et expérimental

Ces évolutions de K_{op} obtenues par la variation de la complaisance sont correctement traduites par le comportement de contact en front de fissure. Ainsi, la Figure 202

montre l'évolution de la zone de contact dans pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$ à différentes longueurs de la fissure.

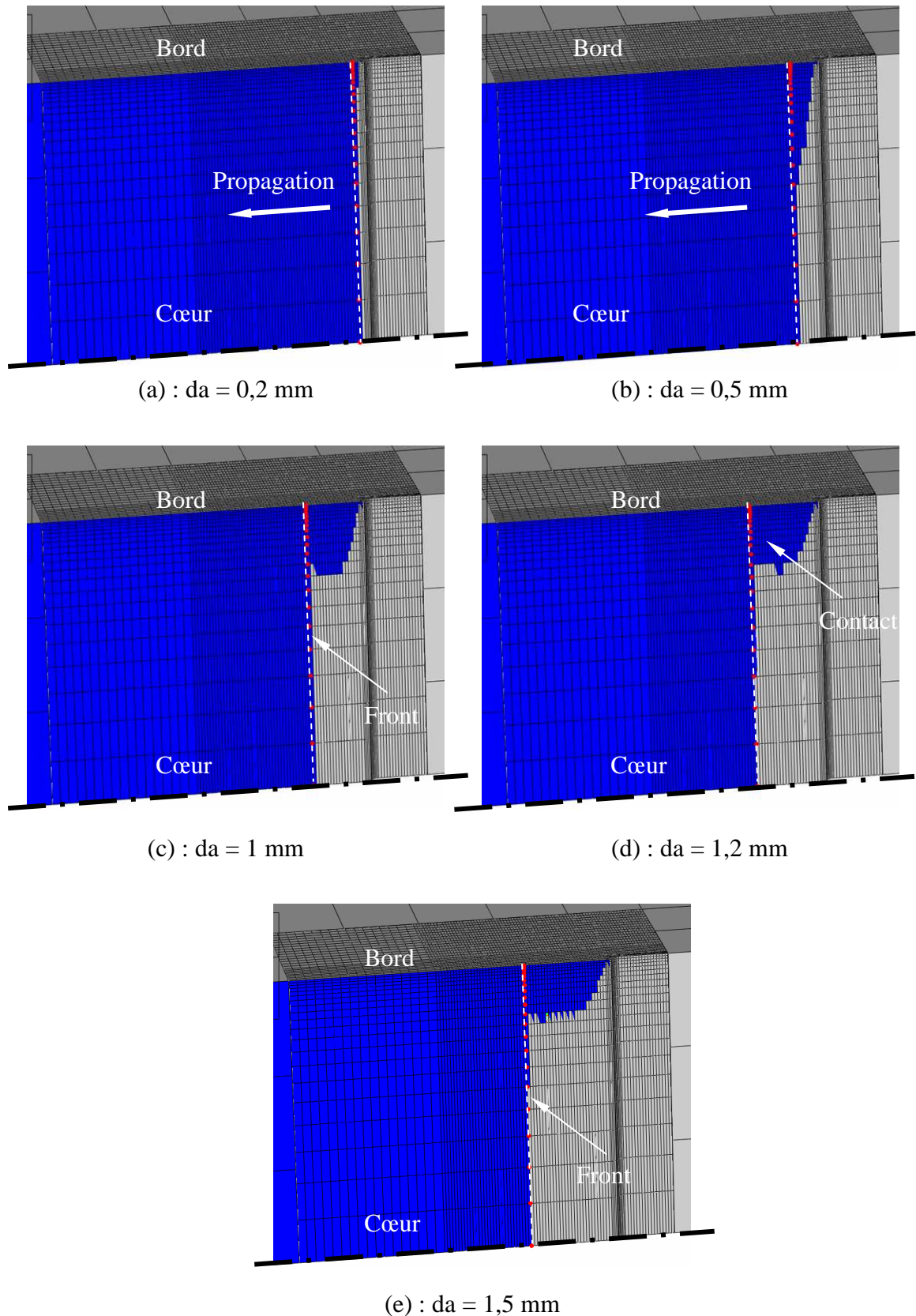


Figure 202: Zones de contact correspondant à différentes longueurs de la fissure de 0,2 à 1,5 mm à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

La Figure 203 trace les valeurs de la surface de contact en fonction de la longueur de fissure de 0,1 à 1,5 mm. On observe une augmentation de la zone de contact jusqu'à une longueur de fissure d'environ 1,2 mm correspondant à la valeur de longueur critique da_{cr} obtenue expérimentalement pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La saturation de la surface de contact traduit la stabilisation de la valeur de K_{op} . Les valeurs de da_{cr} ont été déterminées à partir de la simulation pour les deux autres niveaux de $\Delta K = 15$ et $18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. On observe un très bon accord entre les essais et les simulations (Figure 204).

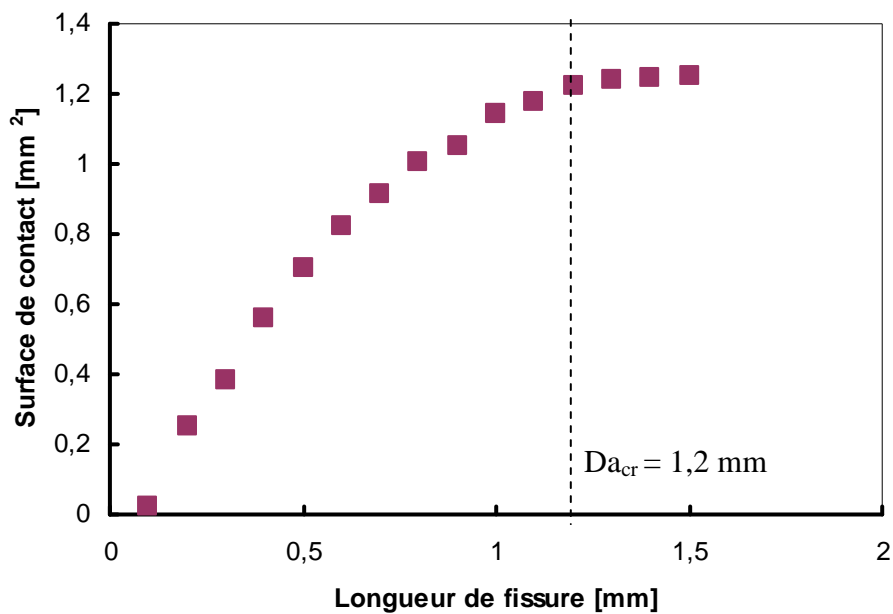


Figure 203: Valeurs de surface de contact correspondantes pour différentes longueurs de la fissure de 0,1 à 1,5 mm à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

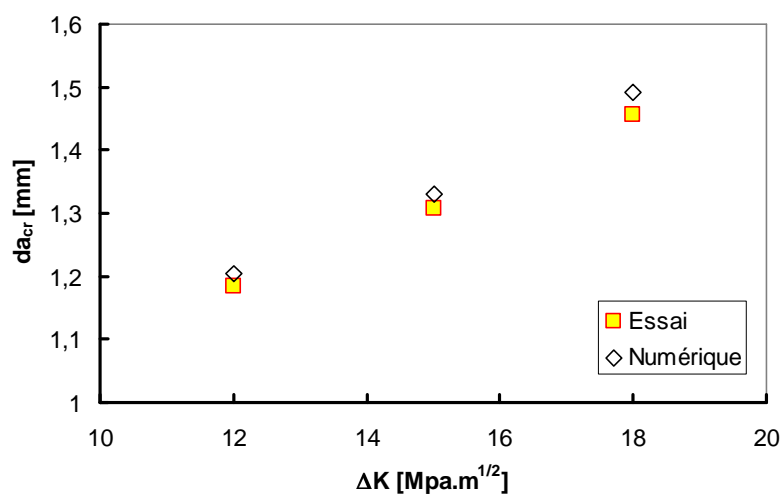


Figure 204: Valeurs de da_{cr} numérique et expérimentale pour $\Delta K = 12, 15, 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$

III.2. Effet de l'épaisseur

Afin d'observer si l'épaisseur de l'éprouvette a un effet sur la fermeture de la fissure, des simulations ont été effectuées à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, avec un rapport de charge $R = 0,1$ sur éprouvettes CT-50 d'épaisseurs 3, 6 et 10 mm. La Figure 205 présente les valeurs de K_{op} en fonction de la longueur de la fissure pour ces trois épaisseurs. Il apparaît que le changement d'épaisseur de l'éprouvette n'a aucun effet significatif sur les valeurs de K_{op} . Ceci s'explique par une localisation de la fermeture sur le bord de l'éprouvette. La Figure 206 montre la zone de contact à la charge minimale pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$, pour une fissure propagée de 1,5 mm sur la géométrie CT-50 avec les trois épaisseurs simulées. La réduction de l'épaisseur de l'éprouvette ne fait varier ni la taille ni la forme de la zone de contact. L'absence de l'effet de l'épaisseur sur le niveau de la fermeture d'une fissure est cohérente avec les résultats obtenus par Gonzalez-Herrera et al [147] sur l'alliage d'aluminium Al-2024-T351.

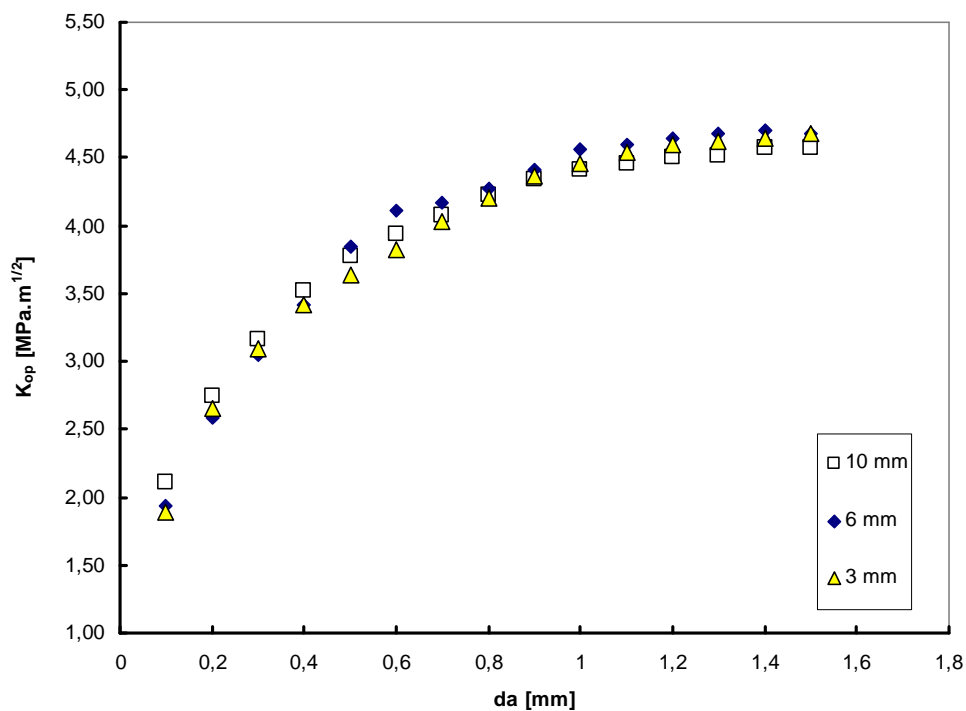
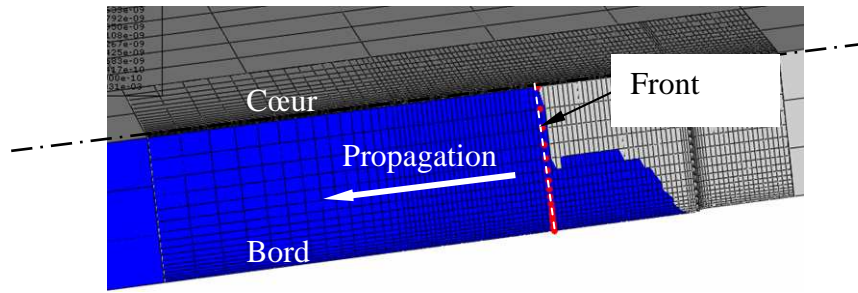
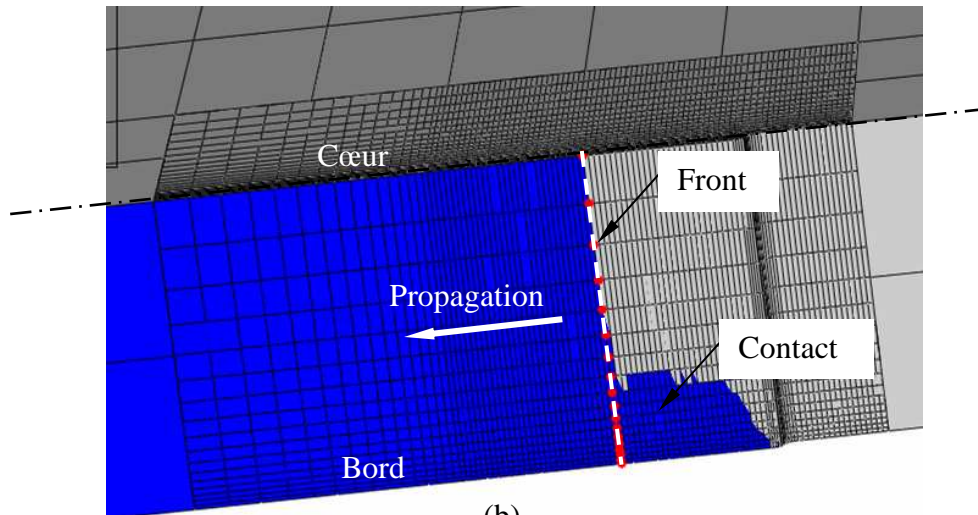


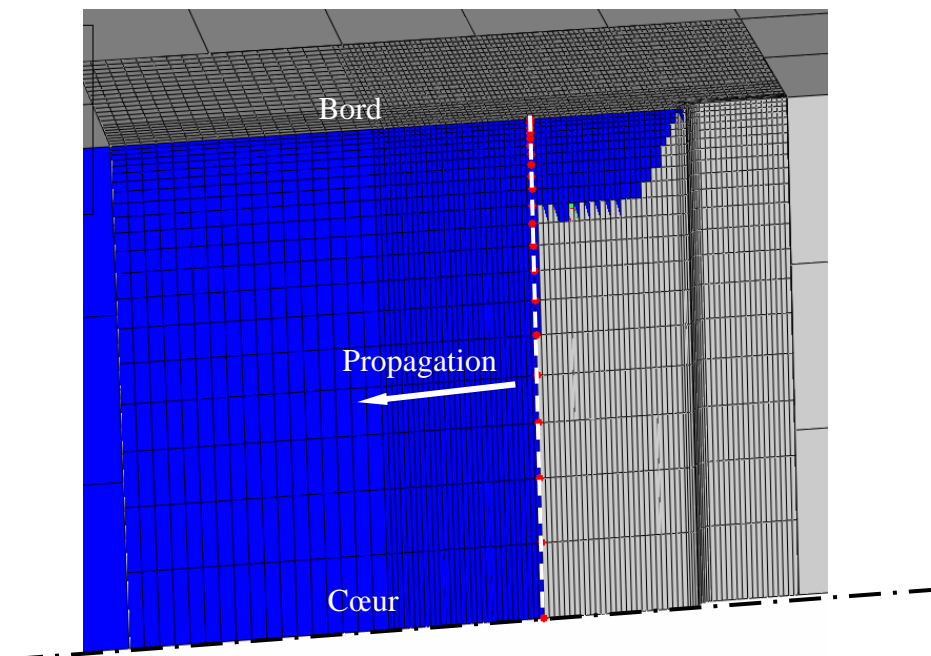
Figure 205: Valeurs de K_{op} en fonction de la longueur de la fissure pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$ pour 3 épaisseurs différentes d'éprouvette CT50



(a)



(b)



(c)

Figure 206: Zones de contact pour une fissure propagée de 1,5 mm à $\Delta K = 12$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$ sur CT d'épaisseur. (a) 10 mm ;(b) 6 mm ; (c) 3 mm

On note que la zone de contact pour les trois épaisseurs d'éprouvettes CT-50 est globalement égale à $1,25 \text{ mm}^2$ dont 1,5 mm de longueur sur le bord et 0,85 mm d'épaisseur.

III.3. Influence de la géométrie de l'éprouvette : CT et SENT

Une autre étude portant sur l'influence de la géométrie de l'éprouvette sur le comportement de la fermeture a été réalisée à l'aide des simulations de propagation d'une fissure à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$ sur éprouvettes CT et SENT d'épaisseur identique égale à 3mm. La Figure 207 rapporte l'évolution de K_{op} pour différentes longueurs de fissure. Ces valeurs de K_{op} sont mesurées à partir de la variation de la complaisance numérique sur éprouvettes CT et SENT. On s'aperçoit qu'il y a un effet net de la géométrie sur la fermeture de la fissure. Pour le matériau considéré, le niveau de fermeture dans l'éprouvette SENT se trouve systématiquement plus important que dans l'éprouvette CT pour un chargement à ΔK constant. La valeur de K_{op} sur éprouvette SENT pour une fissure de 1,5 mm est de $5,13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ correspondant à un taux d'ouverture $U = 0,68$ ce qui est inférieur à $U = 0,72$ obtenue de l'éprouvette CT.

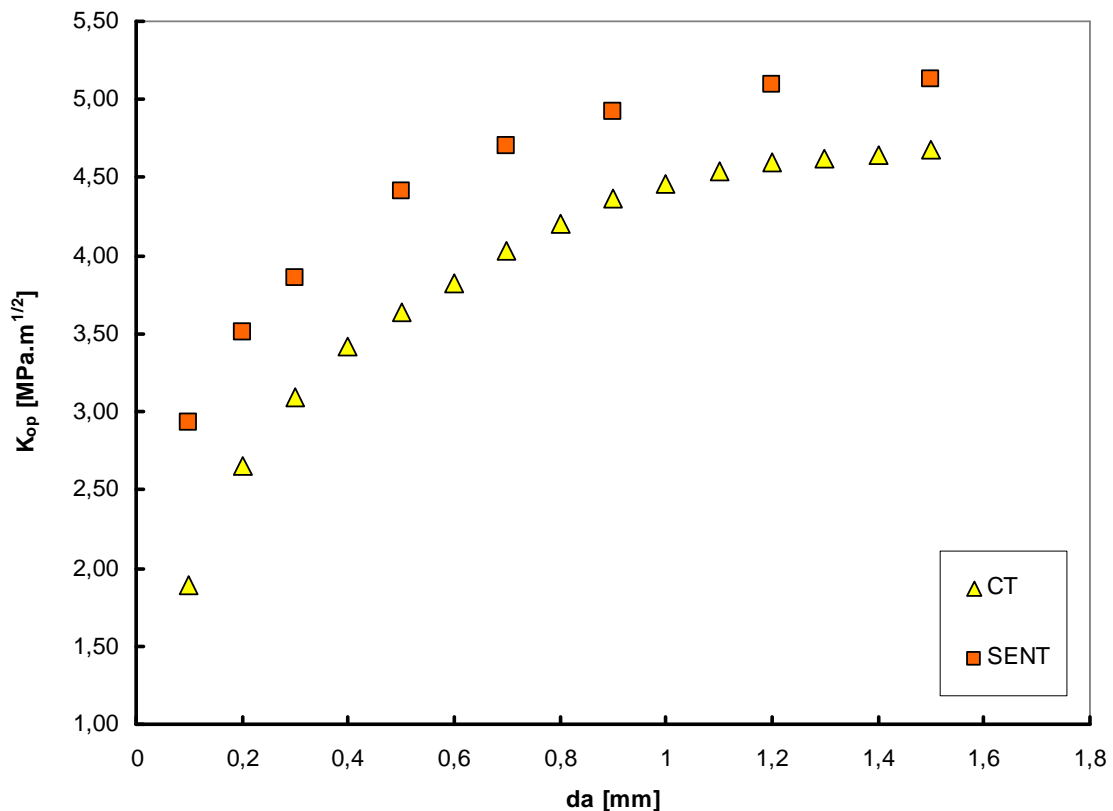


Figure 207: Evolution de K_{op} en fonction de la longueur de la fissure pour $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec $R = 0,1$: influence de la géométrie de l'éprouvette

L'écart de la valeur de K_{op} observée entre les géométries SENT et CT peut s'expliquer par l'écart de la valeur du rapport $1/2\Delta CTOD/\Delta\epsilon_{22}$. La Figure 208 montre que, pour le même $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ appliqué, le rapport $1/2\Delta CTOD/\Delta\epsilon_{22}$ est plus important dans l'éprouvette CT que dans l'éprouvette SENT ce qui signifie que l'ouverture de fissure n'est pas la même selon les géométries d'éprouvette entraînant différents niveaux de fermeture.

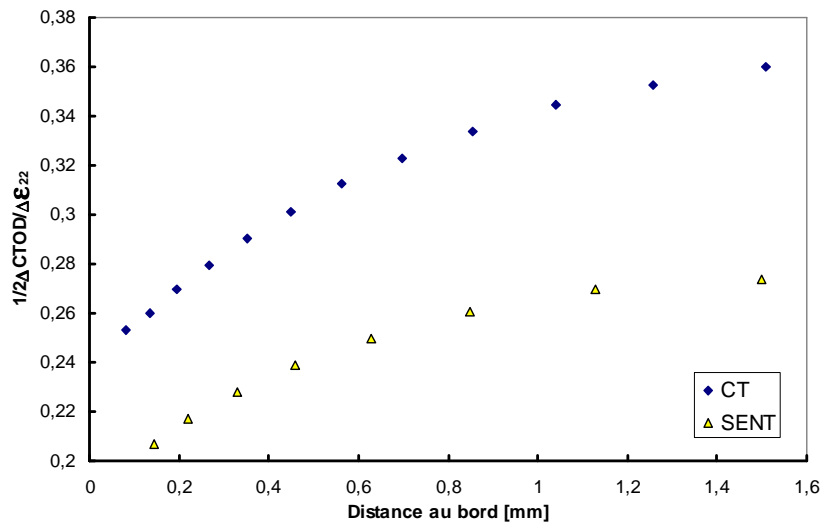


Figure 208: Rapport $1/2 \Delta CTOD/\Delta\epsilon_{22}$ pour une fissure de 1,5 mm sur éprouvettes CT et SENT

IV. CONCLUSIONS

Cette dernière partie du manuscrit était entièrement consacrée à la mise en place des techniques et des approches numériques prédictives de propagation focalisées sur le phénomène de la fermeture d'une fissure longue et courte. Les calculs tridimensionnels dans ABAQUS avaient pour but de simuler au plus près l'ensemble des essais expérimentaux présentés dans le chapitre V, afin de retrouver et expliquer les différents résultats d'essais.

La simulation numérique de la propagation est effectuée avec un front de fissure rectiligne en introduisant une loi de comportement L1P identifiée dans la présente étude. Il est à noter que tous les calculs sont effectués pour une amplitude minimale de FIC $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ce choix est conditionné par la taille des éléments dans la zone de propagation et pour s'affranchir des effets d'environnement.

Les simulations numériques en trois dimensions mettent en évidence que la fermeture d'une fissure est localisée sur le bord d'éprouvette ce qui est en accord avec différents résultats de la littérature. De plus, les résultats numériques sur la caractérisation de la fermeture ont montré que la variation de complaisance est intimement liée à la taille de zone de contact en front de fissure. Une comparaison entre les méthodes de mesure de fermeture par la variation de complaisance et par le contact nous a permis de vérifier différents critères de décalage « offset » soit 1%, 2% et 5% sur la courbe de la variation de la complaisance. On retient ici un décalage de 2% en accord avec les recommandations de l'ASTM [152].

L'effet d'une pré-déformation est caractérisé numériquement sur éprouvette SENT avec une amplitude constante de $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0,1$. Les calculs ont démontré que la pré-déformation a un effet direct sur la fermeture de fissure car elle réduit la taille de la zone plastique en front de fissure, ce qui induit une zone de contact moins importante.

Les résultats numériques montrent globalement un très bon accord avec les observations expérimentales. Ils permettent d'expliquer que la fermeture d'une fissure est liée à l'amplitude de la déformation suivant l'axe du chargement $\Delta\varepsilon_{22}$ ainsi à l'ouverture ΔCTOD en pointe de fissure. Le taux d'ouverture constant U de 0,72 lors des essais à différentes amplitudes constantes de ΔK est traduit par un rapport constant de $\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$. Par ailleurs, les essais à ΔK croissant, décroissant, ΔK « Low-High » ou ΔK « High-Low » montrent une variation importante du rapport $\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$ ce qui explique une variation du taux d'ouverture U en fonction de l'histoire du chargement.

La simulation numérique en trois dimensions de la propagation d'une fissure courte avec un front rectiligne est effectué à trois niveaux constants de ΔK (12, 15 et 18 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) avec un rapport de charge $R = 0,1$. Les résultats numériques montrent que l'évolution numérique de la valeur de K_{op} en fonction de la longueur de fissure est en excellent accord avec les résultats expérimentaux. L'augmentation de K_{op} se traduit par une augmentation progressive de la surface de contact en fonction de l'avancée de fissure, avec une stabilisation à partir d'une longueur critique da_{cr} très comparable à celle trouvée expérimentalement.

Nous avons également simulé certains essais qui n'ont pas réalisés expérimentalement, pour différents rapports de charge, différentes épaisseurs et géométries de l'éprouvette. Les résultats

numériques ont montré que la fermeture d'une fissure est absente lors des essais à $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ constant avec les rapports $R = 0,3$ et $R = 0,7$ mais réapparaît, même à $R = 0,7$, à ΔK décroissant. L'épaisseur de l'éprouvette ne modifie pas le niveau de la fermeture car la taille ou la forme de la zone de contact n'est pas changée. Par contre, il y a un effet significatif de la géométrie de l'éprouvette (SENT et CT) sur le niveau de la fermeture.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Conclusions

Le sujet traité ici s'inscrit dans le cadre de l'étude du comportement en propagation de fissures longues et courtes dans un acier inoxydable 304L. Ce travail a été abordé par une double approche : expérimentale et numérique.

L'étude expérimentale de la propagation des fissures longues a permis de dégager essentiellement les remarques suivantes :

- Les essais de fissuration effectués sous vide comparativement aux essais à l'air avec un rapport de charge $R = 0,1$ ont montré que, dans les domaines de vitesses considérées, l'environnement agit de façon différenciée sur la propagation des fissures et sur les mécanismes mis en jeu. Dans la gamme des vitesses de propagation moyennes pour ΔK à partir de $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, l'environnement a peu d'effet sur la cinétique de fissuration, le régime de propagation sous air étant proche du stade II intrinsèque défini sous vide, un effet limité de l'adsorption de la vapeur d'eau atmosphérique pouvant expliquer l'accélération modérée de la fissure à l'air. Par contre, dans la gamme des faibles vitesses de fissuration et près du seuil, le comportement sous vide correspond toujours au stade II intrinsèque alors que sous air intervient un changement de régime avec l'apparition d'une propagation accélérée compatible avec le stade II assisté par l'hydrogène. Il ressort de ces essais que les simulations numériques qui ne tiennent pas compte de ces effets d'environnement peuvent être appliquées pour la propagation des fissures avec des valeurs de $\Delta K \geq 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, le mécanisme restant celui du cumul de déformation plastifiée associé au stade II intrinsèque ou assisté par l'adsorption.
- Pour caractériser l'effet d'une pré-déformation, des essais de fissuration ont été menés comparativement sur éprouvettes SENT brutes ainsi que pré-déformées à 2% et 10%.

L'observation au microscope a montré des microstructures très comparables pour les éprouvettes brutes ou les éprouvettes pré-déformées à 2% et 10%. La pré-déformation s'est avérée sans effet dans le domaine des ΔK élevés où, même avec un rapport de charge $R = 0,1$, la fermeture était non détectable. Par contre, dans le domaine des faibles vitesses, plus l'amplitude de ΔK est faible, plus l'effet de la pré-déformation est marqué sur les courbes nominales. Toutefois, les courbes effectives étant identiques, l'effet de la pré-déformation sur la propagation s'explique par l'effet de fermeture. Ceci a été lié directement au sillage plastique résiduel le long des lèvres de la fissure qui viennent en contact lors de la décharge. Ce sillage plastique s'avère plus réduit dans le matériau pré-déformé que dans le matériau brut expliquant ainsi un niveau de fermeture plus faible dans le matériau pré-déformé et donc une vitesse de propagation plus importante.

- Il a été montré que l'histoire du chargement joue un rôle significatif sur la propagation des fissures de fatigue. Des essais de fissuration sur éprouvettes CT-50 d'épaisseur 10 mm ont été menés à l'air avec un rapport de charge $R = 0,1$ dans les trois conditions suivantes : ΔK constant, ΔK croissant et ΔK décroissant. Des essais en séquences de type « Low-High » et « High-Low » ont également été conduits. Les résultats ont montré que l'histoire du chargement modifie la vitesse de propagation en induisant des changements de l'effet de fermeture. Les essais à ΔK constant se caractérisent par un taux d'ouverture U constant, en l'occurrence pour l'acier 304L, $U = 0,72$ pour toutes les amplitudes constantes ΔK appliquées. Ce résultat original constitue une référence pour l'analyse des autres résultats. Les essais à ΔK croissant et décroissant mettent en évidence une variation de da/dN en fonction de ΔK , à savoir, une propagation plus rapide à ΔK croissant, et plus lente à ΔK décroissant, et de la fermeture qui dépend du gradient de variation de ΔK en fonction de la longueur de fissure a . Après correction de fermeture, les variations de la vitesse de propagation qui peuvent être expliquées par l'évolution du taux d'ouverture U donc de la fermeture s'avèrent rationalisées en terme de ΔK_{eff} . L'essai de séquence « Low-High » présente une augmentation du taux d'ouverture U , au passage de ΔK de 15 à 21 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, en partant de la valeur initiale de 0,72 pour la propagation initiale à $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour atteindre un niveau maximal de $U = 0,97$ correspondant à une disparition de la fermeture. U redescend au fur et à mesure à la valeur initiale de $U = 0,72$ après une propagation, à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, de 2,56 mm correspondant à la

zone plastique cyclique associée. Par ailleurs, l'essai de séquence « High-Low » montre une fermeture accentuée énormément au passage de ΔK de 21 à 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ correspondant à une diminution importante du taux d'ouverture U de la valeur initiale de 0,72. Après une propagation de 6,33 mm correspondant à la zone plastique monotone créée précédemment lors du chargement à $\Delta K = 21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, U remonte jusqu'à la valeur initiale de 0,72.

Dans le contexte de fissures par faïençage thermique observées sur les tuyaux de refroidissement dans le système RRA qui sont des réseaux de fissures traitées comme des fissures physiquement courtes 2D, l'étude du comportement des fissures courtes 2D est nécessaire pour mieux appréhender leur comportement particulier. En effet, au vu de la bibliographie, une fissure courte présente un comportement atypique en propagation pouvant être expliqué par l'effet de la fermeture qui est lié à la longueur de la fissure donc à la longueur du sillage plastique. Pour nous affranchir de l'effet de l'histoire du chargement, nous avons commencé par étudier l'effet de fissure courte à différents niveaux constants de ΔK . Dans ces conditions de sollicitation, le sillage pour chaque niveau de ΔK est uniforme. La technique d'obtention des fissures courtes 2D par usinages progressifs à l'aide d'électro-érosion a été mis en place avec un soin particulier jusqu'à une longueur résiduelle de 0,1 mm. La propagation de cette fissure courte 2D est ensuite conduite jusqu'à une longueur d'environ 4 mm. La fermeture est systématiquement mesurée par variation de complaisance après chaque usinage progressif et à chaque incrément de propagation. La technique graphique de mesure de FIC à l'ouverture K_{op} avec la méthode différentielle de Kikukawa ne donne une précision acceptable que pour une fissure suffisamment longue. Pour les fissures très courtes, une analyse numérique du signal de la variation de complaisance a été établie et a permis la détection de la fermeture même pour les conditions expérimentales les plus difficiles notamment pour des fissures de très petite dimension (0,1 mm). Un calcul automatique de la valeur de P_{op} a été mis au point.

Les résultats sur les fissures courtes montrent que la fermeture dépend fortement de la longueur lorsque la fissure est d'une longueur d_a inférieure à une longueur critique $d_{a_{cr}}$. Cette longueur critique $d_{a_{cr}}$ croît avec l'amplitude de ΔK appliquée. Lorsque $d_a > d_{a_{cr}}$, il est vérifié que la fissure longue présente un taux d'ouverture constant $U = 0,72$, la fermeture est indépendante de la longueur de fissure. Lorsque $d_a < d_{a_{cr}}$, la fermeture de la fissure courte diminue quand d_a diminue (U augmente et tend vers l'unité). La connaissance de $d_{a_{cr}}$ pour différents niveaux de ΔK est une donnée cruciale pour la conception technologique des composants d'une structure car lors de la propagation

d'une fissure courte (longueur $< da_{cr}$), la fermeture réduite d'une fissure courte conduit à une augmentation importante de l'amplitude effective du facteur d'intensité de contraintes ΔK_{eff} entraînant une accélération de la vitesse de propagation comparativement à une fissure longue et donc accentue le risque d'une sous estimation de la durée de vie résiduelle.

Du côté numérique, la plupart des études antérieures a été effectuée en 2D avec des hypothèses de contraintes planes ou de déformations planes pour des raisons de maîtrise du temps de calcul. Ces simulations en 2D ne traduisent cependant pas correctement la réalité. Quelques études tridimensionnelles ont été effectuées en se limitant à un calcul simplifié avec des lois de comportement simples et un nombre de cycles réduit. De plus, ces travaux caractérisent des fissures longues soumises à un chargement constant. Dans la présente étude, nous avons développé à l'aide du code ABAQUS une approche numérique en 3D de la propagation de fissure physiquement courte devenant longue après propagation, mettant en place un modèle plus réaliste. Pour s'affranchir de l'effet d'environnement, les simulations ont été effectuées pour un chargement minimal de $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ après validation de cette approximation à partir des essais sur fissures longues. Ce choix est aussi fixé en fonction d'une taille minimale des éléments en accord avec la capacité des outils de calcul. On introduit une loi de comportement de Chaboche combinant deux écrouissages, isotrope et cinématique non linéaire dont les paramètres pour l'alliage 304L étudié ont été identifiés à partir d'essais de fatigue oligocyclique. Dans cette approche, la fissure est simulée avec un front rectiligne dont la propagation est reproduite par relâchements successifs des nœuds tous les 15 cycles.

Les simulations numériques en trois dimensions conduisent aux conclusions suivantes :

- la fermeture, définie comme la remise en contact des surfaces, est localisée sur le bord d'éprouvette ce qui est en accord avec des travaux antérieurs.
- la variation de complaisance détectée par la jauge collée en face arrière qui a été simulée numériquement est liée à la taille de zone de contact en front de fissure. Pour l'estimation de K_{op} , un décalage ou « offset » de 2% sur l'amplitude de la variation du signal de la jauge s'avère bien adapté, ce qui est en accord avec la recommandation ASTM.
- la simulation numérique reproduit remarquablement les résultats expérimentaux tant sur les fissures longues, que les fissures courtes en ce qui concerne l'effet d'une pré-déformation sur

éprouvette SENT dans le cas d'une amplitude constante de $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $R = 0,1$ confirmant une diminution de la zone de contact donc du niveau de fermeture dans les aciers pré-déformés. Elle explique également que l'évolution de la fermeture d'une fissure est liée avec l'amplitude de la déformation suivant l'axe du chargement $\Delta\varepsilon_{22}$ et à l'ouverture ΔCTOD en pointe de fissure. Le taux d'ouverture constant U de 0,72 lors des essais à ΔK constant correspond à un rapport constant de $\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$ qui s'avère indépendant de la valeur de ΔK appliquée. Par ailleurs, les essais à ΔK croissant, décroissant, ΔK « Low-High » ou ΔK « High-Low » montrent une variation importante de la déformation $\Delta\varepsilon_{22}$ ainsi que le ΔCTOD et donc du rapport $\Delta\text{CTOD}/\Delta\varepsilon_{22}$.

- pour une fissure courte, les simulations numériques en trois dimensions pour trois niveaux constants de ΔK (12, 15 et 18 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) à $R = 0,1$ montrent que l'évolution calculée de K_{op} en fonction de la longueur de fissure da est en bon accord avec les résultats expérimentaux. L'augmentation de K_{op} avec da se traduit en terme d'augmentation progressive de la surface de contact qui se stabilise à partir d'une longueur critique da_{cr} très comparable avec celle trouvée expérimentalement. Les simulations avec des rapports de charge de $R = 0,3$ et $R = 0,7$ montrent l'absence de fermeture lorsqu'on opère à ΔK constant mais avec une réapparition de la fermeture, même à $R = 0,7$, à ΔK décroissant.
- Les simulations numériques sur CT-50 pour différentes épaisseurs (3, 6 et 10 mm) à $R = 0,1$ et ΔK constant ont montré que l'épaisseur de l'éprouvette ne modifie pas le niveau de la fermeture car la taille ou la forme de la zone de contact n'est pas changée. Par contre, sur éprouvettes SENT et CT d'épaisseur identique, et un même rapport de charge $R = 0,1$, il y a un effet significatif de la géométrie de l'éprouvette sur le niveau de la fermeture.

Perspectives

L'étude réalisée a permis de mettre en évidence le rôle de la fermeture dans le comportement en propagation des fissures longues et courtes.

Sur le plan expérimental :

- Les résultats obtenus sur des fissures longues montrent l'importance de l'histoire du chargement sur la fermeture ce qui entraîne un effet significatif sur la vitesse de propagation. Les sollicitations dans les conditions réelles correspondent essentiellement à des chargements d'amplitude variable notamment les chargements sous « spectre » représentatifs d'une histoire du chargement complexe. Une caractérisation de l'évolution de la fermeture pour ce type de chargement pourra notamment être utile pour établir des modèles prédictifs plus réalistes de la durée de vie.
- L'étude de l'effet d'environnement a mis en évidence une accélération de la propagation à l'air comparativement au vide pour les faibles niveaux de ΔK par. Des essais de propagation d'une fissure courte sous vide à ΔK constant dans le domaine affecté par l'effet d'environnement pourraient aider à mieux appréhender ces effets.

Sur le plan numérique :

- Le front de fissure simulé considéré étant rectiligne dans toute l'épaisseur et tout au long de la propagation, il serait intéressant d'introduire un front de fissure courbe (Figure 209) pour retranscrire de manière plus proche les situations réelles. La détermination d'un front courbe de fissure correspondant à une valeur constante de ΔK_{eff} pourrait être abordée sur la base d'un calcul itératif adapté avec remaillage à

chaque étape de la propagation. Une telle approche nécessite un moyen de calcul plus puissant avec une capacité de stockage plus large.

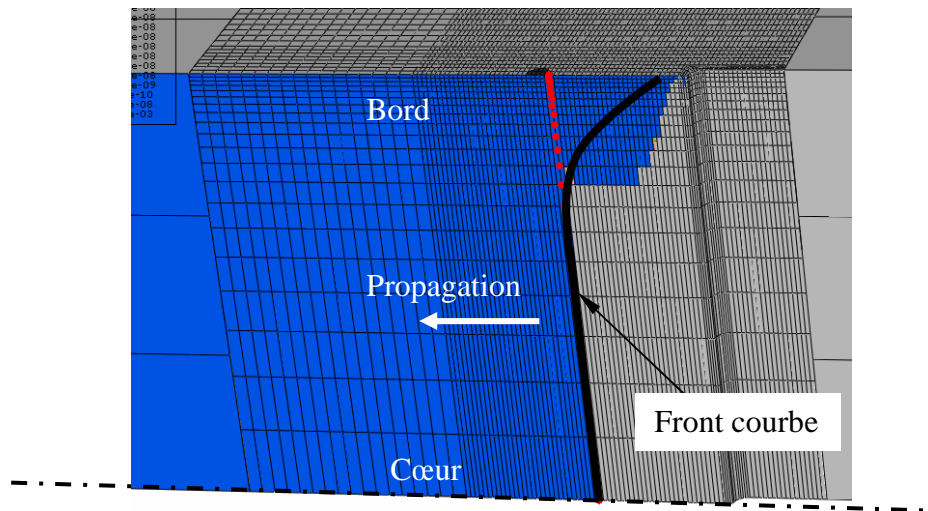


Figure 209: Illustration schématique d'un front de fissure courbe

REFERENCES

Références

- [1] Le Pecheur A. Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique: influence de l'état de surface par une approche multi-échelles. Paris: Thèse de l'Ecole Centrale de Paris, 2008.
- [2] McClung RC. Crack Closure and Plastic zone size in fatigue. *Fatigue Fract Engng Mater Structure* 1991;14:455 - 468.
- [3] Lu J. Fatigue des alliages ferreux - Définition et diagrammes. *Techniques de l'ingénieur;BM5 042*.
- [4] Caszaud R. *Fatigue of Metals*. In: Chapman & Hall London, 1953.
- [5] François D. *Essais mécaniques et lois de comportement*. Paris, France, 2001.
- [6] Brand A, Flavenot JF, Grégoire R, Tournier C. *Données technologiques sur la fatigue*. Publication CETIM 1999.
- [7] Rabbe P, Lieurade HP, Galtier A. *Essais de fatigue, Partie I. Techniques de l'Ingénieur;M 4 170*.
- [8] Rabbe P, Lieurade HP, Galtier A. *Essais de fatigue, Partie II. Techniques de l'Ingénieur;M 4 171*.
- [9] François D, Pineau A, Zaoui A. *Comportement mécanique des matériaux*. Paris, France: Hermès, 1993.
- [10] Hénaff G. *Fatigue des Matériaux et des Structures, cours ENSMA*. Poitiers, France, 2008.
- [11] Bennebach M. *Fatigue multiaxiale d'une font GS - Influence de l'entaille et d'un traitement de surface. Mémoire de thèse*. Bordeaux, France: ENSAM, 1993.
- [12] CETIM. *Guide du dessinateur industriel - Les concentrations de contraintes*., Publication CETIM 1977.

-
- [13] Anderson TL. Fracture Mechanics : Fundamentals and Applications. Boca Raton, USA: CRC Press, Inc., 1995.
- [14] Irwin GR. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. Journal of Applied Mechanics 1957;361.
- [15] Irwin GR. Appl Mater Res 1964;3:65.
- [16] Miannay D. Mécanique de la rupture. France: Les Editions de Physique, Les Ulis, 1995.
- [17] Rice JR. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks. Journal of Applied Mechanics 1968;35:376 - 386.
- [18] Rice JR. Some remarks on elastic crack-tip stress fields. International Journal of Solids and Structures 1972;8:751 - 758.
- [19] Dugdale DS. Yielding in steel sheets containing slits. Journal of applied Mechanics Phys Sol 1960;8:100 - 104.
- [20] Duprat D. Fatigue et mécanique de la rupture des pièces en alliage léger. Technique de l'Ingénieur;BM 5 052.
- [21] Lemaitre J, Chaboche JL. Mécanique des matériaux solides. Paris, 2001.
- [22] H. Tada PP, Irwin GR. The Stress Analysis of Cracks Handbook. 1985.
- [23] Griffith AA. The theory of rupture. First International Congress of Applied Mechanics 1924;Delph.
- [24] Owen DRJ, J. FA. Engineering Fracture Mechanics: Numerical methods and application. Pineridge press Ltd., Swansea, U.K., 1983.
- [25] Parks DM. A stiffness derivative finite element technique for determination of elastic crack tip stress intensity factors. International Journal of Fracture 1974;10:487-502.
- [26] Hwang CG, Wawrzynek PA, Ingraffea AR. On the virtual crack extension method for calculation the derivatives of energy release rates for a 3D planar crack of arbitrary shape under mode-I loading. Engineering Fracture Mechanics 2001;68 (7):925-947.

- [27] Hwang CG, Intgraffea AR. Virtual crack extension method for calculating the second order derivatives of energy release rates for multiply cracked systems. *Engineering Fracture Mechanics* 2007;74 (9):1468-1487.
- [28] Yang ZY, Chen JF, Holt GD. Efficient evaluation of stress intensity factors using virtual crack extension technique. *Computer & structure* 2001;79 (31):2705-2715.
- [29] ABAQUS. *ABASUS/Standard User's Manual*. U.S.A, 2001.
- [30] Moran B, Shih CF. A general treatment of crack tip contour integrals. *International Journal of Fracture* 1987;35:295-310.
- [31] Shih CF, Moran B. Energy release rate along a three dimensional crack front in a thermally stressed body. *International Journal of Fracture* 1986;30:79-102.
- [32] Bézine G. *Modélisation par éléments finis, Cours ENSMA*. Poitiers, France, 2005.
- [33] Pearson S. Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 1975;7:235-247.
- [34] Paris P, Gomez M, Anderson W. A rational analytic theory of fatigue. *Trends Eng* 13 1961:9-14.
- [35] Paris P, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation law. *J Basic Eng Trans ASME* 1963:528-534.
- [36] Lin XB, Smith RA. Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates; Part I: The numerical technique. *Engineering Fracture Mechanics* 1999;63:503-522.
- [37] Bignonnet A, Petit J, Zegloul A. The influence of environment on fatigue crack growth mechanisms. *Environment Assisted Fatigue, EGF7*, P Scoot Eds, Mechanical Engineering Publication 1990:205.
- [38] Zegloul A. *Comparaison de la propagation en fatigue des fissures courtes et des fissures longues dans les alliages d'aluminium à haute résistance. Thèse de Docteur - Ingénieur*. Université de Poitiers, 1980.

- [39] Kwon JH. Thèse de Docteur - Ingénieur. Université de Poitiers, 1984.
- [40] Wei RP. Fatigue Mechanisms. ASTM STP 1979;675:816.
- [41] Petit J, Hénaff G, Lesterin S, Sarrazin-Baudoux C. Gaseous atmospheric influence on fatigue crack propagation. Reliability assessment of cyclically loaded engineering structure 1997:301-342.
- [42] Oriani RA, Josephic PH. Equilibrium and kinetic studies of hydrogen-assisted cracking of steel. Acta Metallurgica 1977;25(9):979-988.
- [43] Jolley W, Hull D. Effect of prestrain and strain ageing on the brittle fracture of 3.25% silicon iron. Acta Metallurgica 1964;12:1337-1352.
- [44] Timmins PF. The influence of prestrain at high pressure on the fracture stress of ordered FeCo - 2%V. Scripta Metallurgica 1973;7(3):243-244.
- [45] Arora PR, Raghavan MR, Prasad YVRK. Effect of prestrain on fatigue crack propagation in mild steel containing non-metallic inclusions. Engineering Fracture Mechanics 1988;29(1):67-79.
- [46] Wasén J, Karlsson B. Influence of prestrain and ageing on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels. International Journal of Fatigue 1989;11(6):395-405.
- [47] Kumar R, Garg SBL. Effect of prestrain on material and single tensile overload cycles on crack closure. Engineering Fracture Mechanics 1989;32(5):833-843.
- [48] Radhakrishhan VM, Baburamani PS. Initiation and propagation of fatigue crack in pre-strained material. International Journal of Fracture 1976;12(3):369-380.
- [49] Kage M, Nisitani H. The effect of tensile prestrain on the fatigue strength of strength-anisotropic rolled steel. Bull JSME 1977;20(149):1359-1366.
- [50] Sivaprasad S, Tarafder S, Ranganath VR, Ray KK. Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels. Material Science and Engineering 2000;A284:195-201.
- [51] Robertson LT, Hilditch TB, Hodgson PD. The effect of prestrain and back hardening on the low cycle fatigue properties of TRIP steel. International Journal of Fatigue 2008;30:587-594.

- [52] Newman JR JC. A crack closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading. *AS* 1981;748:53-83.
- [53] Borrego LP, Ferreira JM, Costa JM. Partial crack closure under block loading. *International Journal of Fatigue* 2008;30:1787-1796.
- [54] Frost NE. Growth of fatigue cracks. *International Journal of Fracture Mechanics* 1966;2(1):381-&.
- [55] Tanaka K. Mechanics and micromechanics of fatigue crack propagation. ASTM STP 1020. Philadelphia.
- [56] Lesur N. Propagation par fatigue des fissures physiquement courtes dans un acier inoxydable de type 304L : Rôle de la fermeture et de la plasticité. Thèse LMPM-ENSMA Poitiers: Université de Poitiers, 2005, pp. 38-39.
- [57] Suresh S, Ritchie RO. Propagation of short fatigue cracks. *Int Metal Rev* 1984;29:445-476.
- [58] Leis NB, Hopper AT, Ahmad J. Critical review of the fatigue growth of short cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 1986;23:883-898.
- [59] McEvily AJ. On the growth of small/short fatigue cracks. *JSME Int J* 1989;32:181-191.
- [60] McEvily AJ, Yang Z. The growth of short fatigue cracks under compressive and/or tensile loading. *Metall Trans* 1991;22A:1079-1082.
- [61] McEvily AJ, Eifler D. An analysis of the growth of short fatigue cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 1991;40:571-584.
- [62] Newman JR JC. Fracture analysis of surface and through-cracked sheets and plates. *Engineering Fracture Mechanics* 1973;5:667-689.
- [63] Frost NE. *Engineering Fracture Mechanics* 1971;3:106.
- [64] Morris WL, James MR, Buck O. Growth-rate models for short surface cracks in AL-2219-T851. *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science* 1981;12(1):57-64.

- [65] Lankford J. The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1982;5(3):233-248.
- [66] Taylor D, Knott JF. Fatigue crack-propagation behavior of short cracks - the effect of microstructure. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1981;4(2):147-155.
- [67] Miller KJ, Mohamed HJ, de los Rios ER. The behavior of short fatigue cracks. *Mech Eng Pub* 1986:491.
- [68] Morris WL. Effect of intermetallics composition and microstructure on fatigue crack initiation in AL2219-T851. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science* 1978;9(9):1345-1348.
- [69] Chang R, Morris WL, Buck O. Fatigue crack nucleation at intermetallic particles in alloys - Dislocation Pile-up model. *Scripta Metallurgica* 1979;13(3):191-194.
- [70] Morris WL. *Met Trans* 1980;10A:5.
- [71] Morris WL. The non-continuum crack tip deformation-behavior of surface microcracks. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science* 1980;11(7):1117-1123.
- [72] Lankford J, Cook TS, Sheldon GP. Fatigue microcrack growth in a nickel-base super-alloy. *International Journal of Fracture* 1981;17(2):143-155.
- [73] Sheldon GP, Cook TS, Jones JW, Lankford J. Some observations on small fatigue cracks in a super-alloy. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1980;3(3):219-228.
- [74] Lankford J. Initiation and early growth of fatigue cracks in high-strength steel. *Engineering Fracture Mechanics* 1977;9(3):617-624.
- [75] Taira S, Tanaka K, Hoshina M. *Fracture Mechanic. ASTM STP* 1979;675:135.
- [76] Chan KS, Lankford J. A crack-tip strain model for the growth of small fatigue cracks. *Scripta Metallurgica* 1983;17(4):529-532.
- [77] Petit J, Zegloul A. The behaviour of short fatigue crack. *EGF Pub* 1986;1:163-178.

- [78] Pineau A. Short fatigue crack behaviour in relation to three dimensional aspects and crack closure effect. 1986:191-209.
- [79] Rao KTV, Yu W, Ritchie RO. On the growth of small fatigue cracks in aluminum-lithium alloy 2090. *Scripta Metallurgica* 1986;20(10):1459-1464.
- [80] Rao KTV, Yu W, Ritchie RO. On the behavior of small fatigue cracks in commercial aluminum-lithium alloys. *Engineering Fracture Mechanics* 1988;31(4):623-635.
- [81] McClung RC, Sehitoglu, H. in: J. C. Newman Jr., W. Elber (Eds.), *Mechanics of Fatigue Crack closure*. ASTM STP;982:279-299.
- [82] Newman JC. The emerging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. *Progress in Aerospace Sciences* 1998;34(5-6):347-390.
- [83] Jono M, Song J. Growth and closure of short fatigue cracks. In: *Current Research on fatigue cracks*, Material Research Series. JSME 1985:35-55.
- [84] Kitagawa H, Takahashi S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks on the crack in the early stage. In: *Second International Conference on Mechanical Behaviour of Material*, 1976.
- [85] El Haddad MH. Prediction of non propagation cracks. *Engineering Fracture Mechanics* 1979;11:573-584.
- [86] Miller KJ, Mohamed HJ, de los Rios ER. The behavior of short fatigue cracks. *Mech Eng Pub* 1982:491.
- [87] Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics* 1970;2.
- [88] Walker N, Beevers CJ. A fatigue crack closure mechanism in titanium. *Fat of Engng Mat and Struct* 1979;1:135.
- [89] Suresh S, Zamishi GF, Ritchie RO. Oxide-induced crack closure : An explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior. *Met Trans A* 1981;12A:1435.
- [90] Skelton RP, Haigh JR. Fatigue crack growth-rates and thresholds in steels under oxidizing conditions. *Materials Science and Engineering* 1978;36(1):17-25.

- [91] Stewart AT. *Engineering Fracture Mechanics* 1981;13:463.
- [92] Rice JR. *Fracture : an Advanced Treatise*. New York, 1968.
- [93] Rice JR. Fatigue crack propagation ASTM STP 415. 1967.
- [94] McClung RC. Crack closure and plastic zone size in fatigue. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1991;41 No. 4:455-468.
- [95] Elber W. The significance of fatigue crack closure. In: *Damage tolerance in aircraft structures*. ASTM STP. 1971.
- [96] Kikukawa M, Jono M, Mikami S. Fatigue crack propagation and crack closure behaviour under stationary vary loading-test results of aluminium alloy. *Journal of the Society on Materials* 1982;31:438-487.
- [97] Morris WL, Buck O. Crack closure load measurements for microcracks developed during fatigue of al2219-t851. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science* 1977;8(4):597-601.
- [98] Breat JL, Mudry F, Pineau A. Short crack-propagation and closure effects in a508-steel. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1983;6(4):349-358.
- [99] Tanaka K, Nakai Y. Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1983;6(4):315-327.
- [100] Lankford J, Davidson DL. Fatigue crack micromechanisms in ingot and powder metallurgy-7xxx aluminum-alloys in air and vacuum. *Acta Metallurgica* 1983;31(8):1273-1284.
- [101] Davidson DL, Lankford J. The effect of water-vapor on fatigue crack tip mechanics in 7075-t651 aluminum-alloy. *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 1983;6(3):241-256.
- [102] Carboni M. Strain gauge compliance measurement near the crack tip for crack closure evaluation: Application and accuracy. *Engineering Fracture Mechanics* 2007;74:563-577.
- [103] Yamada Y, Newman Jr JC. Crack closure under high load ratio condition for Inconel-718 near threshold behavior. *Engineering Fracture Mechanics* 2009;76(209-220).

- [104] Fellows LJ, Nowell D. Crack closure measurements using Moiré interferometry with photoresist gratings. *International Journal of Fatigue* 2004;26:1075-1082.
- [105] Chang H, Han EH, Wang JQ, Ke W. Acoustic emission study of fatigue crack closure of physical short and long cracks for aluminum alloy LY12CZ. *International Journal of Fatigue* 2009;31:403-407.
- [106] Chermahini RG, K.N. S, Newman JC. Three dimensional finite element simulation of fatigue crack growth and closure. *ASTM STP* 1988;982:398-413.
- [107] Chermahini RG, K.N. S, Newman JC, Blom AF. Three dimensional aspect of plasticity induced fatigue crack closure. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;34 (2):393-401.
- [108] Newman JR. A finite-element analysis of fatigue crack closure. *ASTM STP* 590, Philadelphia 1976.
- [109] Solanki K, Daniewicz SR, Newman Jr JC. Finite element modelling of plasticity induced crack closure with emphasis on geometry and mesh refinement effects. *Engineering Fracture Mechanics* 2003;70:1475-1489.
- [110] Newman JR JC. Finite element analysis of fatigue crack propagation-including the effects of crack closure. Ph.D thesis, VPI 1 SU. Blacksburg, VA, 1974.
- [111] Newman JR JC. Finite element analysis of crack growth under monotonic and cyclic loading. *ASTM STP* 1977;637:56-80.
- [112] McClung RC, Sehitoglu H. On the finite-element analysis of fatigue crack closure .1. Basic modeling issues. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;33(2):237-252.
- [113] McClung RC, Sehitoglu H. On the finite element analysis of fatigue crack closure - 2. Numerical results. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;33 (2):253-272.
- [114] McClung RC, Thacker BH, Roy S. Finite element visualization of fatigue crack closure in plane stress and plane strain. *International Journal of Fracture* 1991;50:27-49.
- [115] McClung RC. Fatigue crack closure and crack growth outside the small scale yielding regime. *Mechanical and Industrie Engineering* 1988.

- [116] Park SJ, Earmme YY, H. SJ. Determination of the most appropriate mesh size for 2D finite element analysis of fatigue crack closure behavior. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1997;20 (4):533-545.
- [117] McClung RC, Sehitoglu, H. On the finite element analysis of fatigue crack closure - 1. Basic modelling issues. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;33 (2).
- [118] Dougherty JD, Padovan J, Srivatsan TS. Fatigue crack propagation and closure behavior of modified 1071 steel: Finite element study. *Engineering Fracture Mechanics* 1997;56 (2):189-212.
- [119] Roychowdhury S, Dodds RH. A numerical investigation of 3D small scale yielding fatigue crack growth. *Engineering Fracture Mechanics* 2003;70 (17):2363 - 2383.
- [120] Chermahini RG. Three dimensional elastic-plastic finite element analysis of fatigue crack growth and closure. PhD thesis. Norfolk, VA: Old Dominion University, 1986.
- [121] Chermahini RG, Shivakumar K.N.: Newman JC. Three dimensional finite element simulation of fatigue crack growth and closure. *ASTM STP* 1988;982:398-413.
- [122] Roychowdhury S, Dodds RH. Three dimensional effect on fatigue crack closure in small scale yielding regime - a finite element study. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2003;26:663-673.
- [123] Gonzalez-Herrera A, Zapatero, J. Influence of minimum element size to determine crack closure stress by the finite element method. *EGF Pub* 2005;72:337-355.
- [124] Matos PFP, Nowell D. On the accurate assessment of crack opening and closing stresses in plasticity-induced fatigue crack closure problem. *Engineering Fracture Mechanics* 2007;74:1579-1601.
- [125] Skinner JD, Daniewicz SR. Simulation of plasticity induced crack closure in part-through cracked geometries using finite element analysis. *Engineering Fracture Mechanics* 2002;69:1-11.
- [126] Chermahini RG, Palmberg B, Blom AF. Fatigue-crack growth and closure behavior of semicircular and semi-elliptical surface flaws. *International Journal of Fatigue* 1993;15 (4):259 - 263.

- [127] Hou CY. Three dimensional finite element analysis of fatigue crack closure behavior in surface flaws. *International Journal of Fatigue* 2004;26 (11):1225-1239.
- [128] McClung RC, Sehitoglu H. On the finite element analysis of fatigue crack closure - 1. Basic modelling issues. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;33 (2).
- [129] Solanki KN. Two and three dimensional finite element analysis of plasticity induced crack closure - a comprehensive parametric study. Vol. Msc thesis Mississippi State University, 2002.
- [130] Palazorro A, Mercer JC. A finite element compararison between short and long crack within a plastic zone due to notch. *Engineering Fracture Mechanics* 1990;35:967-986.
- [131] Parry MR. Finite element and analytical modelling of roughness induced fatigue crack closure. PhD thesis. Southampton, UK: University of Southampton, 1990.
- [132] Pommier S, Bompard P. Bauschinger effect of alloys and plasticity induced crack closure: a finite element analysis. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2000;23:129-139.
- [133] Wang CH, Rose LRF, Newman JC. Closure of plane strain cracks under large scale yielding conditions. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2002;25:127-139.
- [134] Andersson H, Persson C, Hansson T, Melin S, Jarvstrat N. Constitutive dependence in finite element modelling of crack closure during fatigue. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2004;27:75-87.
- [135] Singh KD, Parry MR, Sinclair I. Some issues on finite element modelling of plasticity induced crack closure due to constant amplitude loading. *International Journal of Fatigue* 2008;30:1898-1920.
- [136] Zhao LG, Tong J, Byrne J. The evolution of the stress-strain fields near a fatigue crack tip and plasticity induced crack closure revisited. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2004;27:19-29.
- [137] Lesur N. Propagation par fatigue des fissures physiquement courtes dans un acier inoxydable de type 304L : Rôle de la fermeture et de la plasticité. Poitiers: Thèse LMPM-ENSMA, Université de Poitiers, 2005.

- [138] Sehitoglu H, Sun W. Modelling of plane strain fatigue crack closure. *J Engng Mater Technol* 1991;113:31-40.
- [139] Sun W, Sehitoglu H. Residual stress fields during fatigue crack growth. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1992;15 (2):115-128.
- [140] Wu J, Ellyin F. A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant amplitude loading. *International Journal of Fracture* 1996;82:43-65.
- [141] Wei LW, James MN. A study of fatigue crack closure in polycarbonate CT specimen. *Engineering Fracture Mechanics* 2000;66(223-242).
- [142] Fleck NA. Finite element analysis of plasticity induced crack closure under plane strain condition. *Engineering Fracture Mechanics* 1986;25 (4):441-449.
- [143] Pommier S. A study of the relationship between variable level fatigue crack growth and the cyclic behavior of steel. *International Journal of Fatigue* 2001;25:709-722.
- [144] Fleck NA. Influence of stress state on crack growth retardation. Philadelphia (PA): ASTM, 1988.
- [145] Pommier S. Cyclic plasticity and variable amplitude fatigue. *International Journal of Fatigue* 2003;25(9-11):983-997.
- [146] Zhang JZ, Halliday MD, Bowen P, Poole P. Three dimensional elastic-plastic finite elements modelling of small fatigue crack growth under a single tensile overload. *Engineering Fracture Mechanics* 1999;63:229-251.
- [147] Gonzalez-Herrera A, Zapatero J. Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure. *Engineering Fracture Mechanics* 2008;75:4513-4528.
- [148] Akamatsu M, Chevalier E. Caractérisation chimique et mécanique des matériaux approvisionnés pour l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables austénitiques. In: Note technique interne, EDF 2001.
- [149] Petitjean S. Influence de l'état de surface sur le comportement en fatigue à grande nombre de cycle de l'acier inoxydable 304L. Thèse de doctorat. Poitiers: Université de Poitiers, 2003.

- [150] Kane A. Propagation de fissures superficielles et de réseaux de fissure isotherme bi axiale et fatigue thermique dans l'acier inoxydable 304L. Thèse de l'Ecole Polytechnique 2005.
- [151] AFNOR. Association française de Normalisation. Pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue. Juin 1991.
- [152] Standards A-ABoA. Metals test methods and analytical procedures. 1993.
- [153] Sarrazin-Baudoux C, Petit J. Etude du seuil de propagation en fatigue des aciers inoxydables 304L et 316. Rapport final: LMPM-ENSMA, Juin 2001.
- [154] Sarrazin-Baudoux C, Lesterlin S, Petit J. Atmospheric influence on fatigue crack propagation in titanium alloy at elevated temperature. ASTM STP 1997.
- [155] Brillard J, Lagattu F. Limits and possibilities of laser speckle and white light image correlation methods : theory and experiments. Applied Optics 2002;41(31):6603-6613.
- [156] Lagattu F, Brillaud J, Lafarie-Frenot MC. High strain gradient measurements by using digital image correlation technique. Material Characterization 2004;53:17-28.
- [157] Brillaud J, Lagattu F. Digital correlation of grainy shadow images for surface profile measurement. Optik 2006.
- [158] E647-95 A. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. ASTM Annual Book of ASTM Standards, Philadelphia 1995:578-614.
- [159] Arce GR, McLoughlin MP. Theoretical analysis of the max/median filter. IEEE Transactions on acoustics, Speech and Signal Processing 1987;ASSP-25:60-69.
- [160] Lynch SP. Mechanisms of Fatigue and Environmentally Assisted Fatigue. Fatigue Mechanisms, ASTM STP 1978;675:174-213.
- [161] Lynch SP. Environmentally assisted cracking: overview of evidence of an adsorption induced localised-slip process. Acta Metallurgica 1988;36:2639-2661.
- [162] Bouchet B, de Fougquet J, Aguillon M. Influence de l'environnement sur les faciès de rupture par fatigue d'éprouvettes monocristallines et polycristallines d'alliage Al-Cu 4%. Acta Metallurgica 1976;23:1325-1336.

- [163] Ritchie RO, McClintock FA, Nayebhashemi H, Ritter MA. Mode III fatigue crack-propagation in low-alloy steel. *Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science* 1982;13(1):101-110.
- [164] Pelloux RMN. Mechanisms of formation of ductile fatigue striation. *ASM* 1969;62:281-285.
- [165] Pommier S. Plane strain crack closure and cyclic hardening. *Engineering Fracture Mechanics* 2002;69:25-44.
- [166] Borrego LP, Ferreira JM, Costa JM. Fatigue crack growth and crack closure in an AlMgSi alloy. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 2001;24:255-266.
- [167] Robin C, Louah M, Pluvinage G. Influence of the overload on the fatigue crack growth in steels. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1983;6:1-13.
- [168] Shuter D, Geary W. Some aspects of fatigue crack growth retardation behaviour following tensile overloads in a structural steel. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1996;19:185-199.
- [169] Ward-Close CM, Blom AF, Ritchie, R. O. Mechanisms associated with transient fatigue crack growth under variable amplitude loading: an experimental and numerical study. *Engineering Fracture Mechanics* 1989;32:613-638.
- [170] Ng'Ang'a SP, James MN. Variation amplitude loading in En8 (080M40) steel: a detailed experimental study of crack growth. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure* 1996;19:207-216.
- [171] Rice JR. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics* 1968;35:376-386.
- [172] Matos PFP, Nowell D. Numerical simulation of plasticity induced fatigue crack closure with emphasis on the crack growth scheme: 2D and 3D analyses. *Engineering Fracture Mechanics* 2008;75:2087-2114.
- [173] Blom AF, Holm DK. An experimental and numerical study of crack closure. *Engineering Fracture Mechanics* 1985;22(6):997-1011.

[174] Paris PC, Tada H, Donald JK. Service load fatigue damage - a historical perspective. *International Journal of Fatigue* 1999;21:35-46.

[175] Donald K, Paris PC. An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T2 aluminium alloys. *International Journal of Fatigue* 1999;21:47-57.