



HAL
open science

Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale

Aboulghit El Malki Alaoui

► **To cite this version:**

Aboulghit El Malki Alaoui. Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Metz, 2005. Français. NNT: . tel-00204096

HAL Id: tel-00204096

<https://theses.hal.science/tel-00204096>

Submitted on 11 Jan 2008

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.

THÈSE



UNIVERSITÉ DE METZ
Par

Aboulghit EL MALKI ALAOUI

pour l'obtention du grade de
Docteur de l'Université de Metz

Spécialité : Sciences de l'ingénieur

Option : Mécanique des matériaux

Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale

Soutenue le 23 février 2005 à 13h00 à l'ENSIETA
devant le jury composé de :

Jean PETIT	Directeur de Recherche CNRS LMPM - Poitiers	Rapporteur
Marc BOUSSEAU	Conseiller Scientifique DCN Propulsion\CESMAN - Indret	Rapporteur
Michel POTIER-FERRY	Professeur des Universités LPMM - Metz	Examineur
Jean-Loup HEUZE	Chef du groupe Matériaux Navals DGA\SPN - Paris	Examineur
Mohamed MLIHA-TOUATI	Professeur des Universités EMI - Rabat (Maroc)	Examineur
Abderrahim ZEGHLOUL	Professeur des Universités LPMM - Metz	Directeur
David THEVENET	Enseignant-chercheur DGA ENSIETA - Brest	Co-encadrant

Remerciements

Le travail présenté dans ce mémoire est le fruit d'une collaboration entre le Laboratoire de Mécanique des Structures Navales de l'ENSIETA, le Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Université de Metz et le soutien de la Délégation Générale pour l'Armement.

Aussi, je voudrais remercier Abderrahim ZEGHLOUL, Professeur à l'Université de Metz. Je lui suis reconnaissant d'avoir accepté de diriger cette thèse. Pour sa disponibilité et la grande qualité de ses conseils tant sur le plan scientifique que sur le plan humain, qu'il trouve ici l'expression de ma sincère reconnaissance.

Je remercie David THEVENET, Enseignant Chercheur à l'ENSIETA, pour sa participation active au co-encadrement de ma thèse, ses conseils judicieux, encouragements et l'intérêt constant qu'il a manifesté tout au long de cette étude.

Que Jean PETIT, Directeur de Recherche CNRS à l'Université de Poitiers et Marc BOUSSEAU, Conseiller Scientifique à DCN Propulsion, qui ont accepté de consacrer de leur temps pour l'évaluation de ce travail soient assurés de mes remerciements les plus sincères.

Je remercie vivement Michel POTIER-FERRY, Professeur à l'Université de Metz, ainsi que Mohamed MLIHA-TOUATI, Professeur à l'EMI de Rabat (Maroc) et Jean-Loup HEUZE, Chef du groupe Matériaux Navals du Service des Programmes Navals d'avoir participé au jury de la thèse.

J'adresse mes chaleureux remerciements à Papa Birame, Nicolas, Mohamed, Fathi, Malek et Yassine pour leur amitié ainsi que toutes les personnes du Laboratoire de Mécanique des Structures Navales et de la médiathèque. J'exprime ma gratitude à tous les doctorants de l'ENSIETA et du LPMM qui m'ont soutenu tout au long de ces trois années.

Mes dernières pensées vont à ma famille à qui je dédie ce mémoire. A mes parents, Mohamed et Halima, à qui je dis mon affection. A Nezha, Fouzia, Asmae, Souad, Kaltoum et Yassine que je ne saurai remercier suffisamment. A la famille El Malki Alaoui et Slimani pour leur soutien moral.

SOMMAIRE

Sommaire	- 2 -
Nomenclature	- 5 -
Introduction	- 6 -
PARTIE A : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	- 9 -
CHAPITRE I: ENDOMMAGEMENT PAR FATIGUE	- 10 -
I-1 Dommage cumulatif	- 10 -
I-1-1 Courbes de Wöhler	- 10 -
I-1-2 Représentation analytique de la courbe de Wöhler	- 12 -
I-1-3 Cumul de dommage par fatigue	- 13 -
I-1-4 Coefficient de concentration de contrainte	- 15 -
I-2 Vitesse de fissuration	- 16 -
I-2-1 Propagation	- 16 -
I-2-2 Description des courbes de propagation de fissures	- 16 -
CHAPITRE II: MECANISMES DE FISSURATION PAR FATIGUE	- 19 -
II-1 Amorçage et propagation de fissures de fatigue	- 19 -
II-1-1 Amorçage de fissures de fatigue	- 19 -
II-1-2 Propagation de fissures de fatigue	- 22 -
II-1-3 Seuil de propagation de fissure de fatigue	- 23 -
II-2 Phénomène de fermeture	- 25 -
II-2-1 Zones plastiques à fond de fissure de fatigue	- 26 -
II-2-2 Fermeture induite par la plasticité	- 28 -
II-2-3 Fermeture due à l'oxydation	- 30 -
II-2-4 Fermeture induite par la rugosité	- 30 -
II-2-5 Mesure de fermeture	- 31 -
II-3 Paramètres influençant la fissuration par fatigue	- 33 -
II-3-1 Influence du rapport de charge	- 33 -
II-3-2 Influence de l'environnement	- 33 -
II-3-3 Influence de surcharge	- 34 -
CHAPITRE III: FISSURES COURTES	- 37 -
III-1 Différents types de fissures courtes	- 37 -
III-2 Longueur seuil de fissure	- 38 -
III-3 Comportement des fissures courtes en fatigue	- 40 -
III-4 Différences par rapport aux fissures longues	- 41 -
III-5 Explications du comportement des fissures courtes	- 41 -
III-5-1 Effet de la microstructure	- 42 -
III-5-2 Effet d'entaille	- 43 -
III-5-3 Effet de la fermeture	- 44 -
III-5-4 Effet de l'environnement	- 44 -
III-5-5 Forme de fissures	- 45 -
III-5-6 Interactions de fissures	- 45 -
III-6 Quelques modèles	- 46 -

PARTIE B : TECHNIQUES EXPERIMENTALES	- 48 -
CHAPITRE IV: CARACTERISATION DU MATERIAU	- 50 -
IV-1 Matériau et composition chimique.....	- 50 -
IV-2 Microstructure et précipités.....	- 50 -
IV-3 Caractéristiques mécaniques.....	- 52 -
IV-3-1 Eprouvettes de traction.....	- 52 -
IV-3-2 Courbe de traction conventionnelle.....	- 52 -
IV-3-3 Courbe de traction rationnelle.....	- 53 -
CHAPITRE V: PROCEDURE EXPERIMENTALE	- 57 -
V-1 Problématique.....	- 57 -
V-2 Eprouvettes utilisées	- 57 -
V-2-1 Fissures courtes.....	- 57 -
V-2-2 Fissures longues.....	- 58 -
V-3 Moyens de détection et de suivi de la fissuration	- 58 -
V-3-1 Technique des répliques plastiques	- 58 -
V-3-2 Microscope à longue distance focale	- 62 -
V-3-3 Technique du potentiel électrique	- 62 -
V-4 Mesure de vitesse de fissuration.....	- 63 -
V-5 Mesure de fermeture de fissure	- 64 -
V-6 Mesure du coefficient de concentration de contrainte.....	- 65 -
V-7 Sollicitations	- 65 -
V-8 Essais de fissuration	- 66 -
V-8-1 Types de fissures	- 66 -
V-8-2 Essais de fissures longues.....	- 67 -
V-8-3 Essais de fissures courtes.....	- 68 -
PARTIE C : CALCULS DES PARAMETRES DE CHARGEMENT	- 71 -
CHAPITRE VI: REPARTITION DES CONTRAINTES DANS LES EPROUVETTES ENTAILLEES.....	- 73 -
VI-1 Choix des éléments et convergence du maillage.....	- 73 -
VI-2 Champs de contraintes élastiques et élastoplastiques	- 76 -
VI-2-1 Méthode de Neuber.....	- 76 -
VI-2-2 Méthode de Glinka.....	- 77 -
VI-2-3 Méthode des éléments finis.....	- 78 -
VI-2-4 Méthode expérimentale.....	- 82 -
CHAPITRE VII: CALCUL DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES	- 84 -
VII-1 Mécanique de la Rupture	- 85 -
VII-1-1 Mécanique linéaire de la rupture.....	- 85 -
VII-1-2 Intégrale de Rice.....	- 85 -
VII-2 Calcul du FIC appliqué à l'éprouvette SENT	- 87 -
VII-3 Calcul du FIC appliqué à l'éprouvette munie d'un congé.....	- 91 -
VII-3-1 Méthode du zoom structural.....	- 91 -
VII-3-2 Choix des éléments.....	- 92 -
VII-4 Calcul du FIC dans le cas d'une fissure de surface.....	- 93 -
VII-4-1 Formulation du FIC pour un chargement uniforme	- 93 -
VII-4-2 Chargement élastique	- 94 -
VII-4-3 Chargement élastoplastique.....	- 98 -
VII-4-4 Correction possible.....	- 99 -
VII-5 Calcul du FIC dans le cas d'une fissure de coin	- 101 -
VII-5-1 Formulation du FIC pour un chargement uniforme	- 101 -
VII-5-2 Chargement élastique	- 102 -
VII-5-3 Chargement élastoplastique.....	- 105 -
VII-6 Conclusions	- 107 -

PARTIE D : RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	- 108 -
CHAPITRE VIII: COMPORTEMENT DES FISSURES LONGUES.....	- 110 -
VIII-1 Influence du rapport de charge	- 110 -
VIII-2 Prise en compte de l'effet de fermeture.....	- 114 -
CHAPITRE IX: COMPORTEMENT DES FISSURES COURTES.....	- 116 -
IX-1 Présentation des résultats	- 117 -
IX-2 Essais sous chargements d'amplitude constante.....	- 119 -
IX-2-1 Influence du rapport de charge	- 120 -
IX-2-1-a Fissures propageantes.....	- 120 -
IX-2-1-b Fissures non propageantes (FNP).....	- 128 -
IX-2-1-c Corrélation entre fissures propageantes et non propageantes	- 131 -
IX-2-2 Comparaison entre les différents rapports de charge.....	- 135 -
IX-3 Essais sous chargements d'amplitude variable	- 139 -
IX-4 Comparaison des résultats obtenus à partir des différents chargements.....	- 144 -
CHAPITRE X: COMPARAISON ENTRE FISSURES COURTES ET LONGUES	- 151 -
X-1 Chargement d'amplitude constante	- 151 -
X-2 Prise en compte de l'effet de fermeture.....	- 153 -
X-3 Chargement variable	- 156 -
X-4 Approche énergétique	- 157 -
CHAPITRE XI: AMORÇAGE DE FISSURATION.....	- 161 -
XI-1 Amorçage de fissures par fatigue.....	- 161 -
XI-2 Premiers stades de la fissuration par fatigue	- 165 -
XI-3 Arrêts de fissures de fatigue.....	- 167 -
CHAPITRE XII: DUREES DE VIE	- 170 -
XII-1 Règle de Miner	- 170 -
XII-2 Lois de propagation	- 172 -
XII-2-1 Fissures longues	- 172 -
XII-2-1 Fissures courtes	- 173 -
XII-3 Chargement d'amplitude constante.....	- 174 -
XII-3-1 Durée de vie.....	- 174 -
XII-3-2 Longueur de fissures	- 175 -
XII-4 Chargement d'amplitude variable	- 178 -
XII-4-1 Durée de vie.....	- 178 -
XII-4-2 Longueur de fissures	- 179 -
Conclusions	- 181 -
Perspectives.....	- 183 -
Légendes des figures et tableaux.....	- 184 -
Références bibliographiques	- 188 -
Annexe 1	- 196 -
A.1 Mode de rupture mixte	- 196 -
A.2 Propagation d'une fissure inclinée.....	- 197 -
Annexe 2	- 200 -

NOMENCLATURE

a	Profondeur de la fissure
c	Longueur de la fissure en surface
a/c	Rapport de forme d'une fissure de surface
E	Module d'Young
ν	Coefficient de Poisson
ρ	Masse volumique
A	Allongement à rupture
σ_E	Limite d'élasticité
σ_R	Résistance à la rupture
σ_D	Limite d'endurance en traction-compression
σ_1	Contrainte locale dans le sens de la sollicitation
ε_1	Déformation locale dans le sens de la sollicitation
σ_{nom}	Contrainte nominale appliquée à l'échantillon
σ_{max}	Contrainte nominale maximale appliquée à l'échantillon
σ_{min}	Contrainte nominale minimale appliquée à l'échantillon
σ_a	Amplitude de la contrainte nominale appliquée à l'échantillon
N_R	Nombre de cycles à rupture de l'échantillon
N_i	Nombre de cycles appliqué à l'échantillon
K_T	Coefficient de concentration de contrainte à fond d'entaille
$K_T(x)$	Coefficient de concentration de contrainte à une distance x du fond d'entaille
K_F	Coefficient de réduction de résistance à la fatigue
q	Coefficient de sensibilité à l'entaille
R	Rapport de charge
U	Coefficient de fermeture au sens d'Elber
K	Facteur d'intensité de contraintes en mode I
ΔK	Amplitude du facteur d'intensité de contraintes en mode I
K_{ouv}	Facteur d'intensité de contraintes à l'ouverture
ΔK_{eff}	Amplitude efficace du facteur d'intensité de contraintes
J	Intégrale de contour

INTRODUCTION

Les structures marines telles que les navires, sous-marins ou encore plates-formes pétrolières sont naturellement soumises à des sollicitations variables (cycliques) dans le temps qui, bien qu'inférieures à la limite d'élasticité du matériau, peuvent conduire à la rupture lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois : c'est le processus d'*endommagement par fatigue*. L'utilisation d'aciers, aujourd'hui largement employés dans les constructions navales, exige la prise en compte de leur résistance à la fatigue dans les règles de dimensionnement. Malgré les contrôles périodiques effectués sur ces pièces en service, la mise en évidence du phénomène de fatigue est parfois délicate car ce dernier est très lent et permet à une fissure de se propager jusqu'à une valeur critique. La fatigue des structures est particulièrement insidieuse en raison de son caractère progressif masqué. Ce comportement est d'autant plus grave que la fissuration par fatigue conduit très souvent à une rupture brutale qui peut provoquer un accident.

Des évènements récents illustrent d'ailleurs les conséquences désastreuses que peuvent avoir des ruptures par fatigue sur un navire ou une plate-forme offshore (Prestige, Erika, Alexander Kielland...) et rappellent l'importance d'un développement des recherches relatives à la compréhension des mécanismes mis en jeu dans le phénomène de fatigue et à l'étude des facteurs principaux influençant la vitesse de propagation des fissures de fatigue.

La maîtrise du phénomène de fatigue est donc primordiale puisqu'elle concerne la sûreté des structures en fonctionnement normal, soumises à des chargements variables dans le temps, ainsi que d'autres facteurs tels que l'agressivité de l'environnement qui peuvent accélérer leur diminution à la résistance en fatigue et par conséquent entraîner une rupture.

Dans la pratique, la fatigue s'effectue en deux étapes : dans un premier temps, il y a amorçage d'une ou plusieurs microfissures qui vont se propager de façon irrégulière puis, l'une d'entre elles dominera la propagation de façon stable jusqu'à la rupture brutale de la pièce. Les autres fissures vont quant à elles s'arrêter pour devenir des fissures non propageantes.

Les éléments constitutifs des structures marines sont généralement des assemblages de plaques et de poutres faisant apparaître des discontinuités géométriques auprès desquelles se forment des zones de concentration de contrainte notamment au voisinage des cordons de soudure. Les risques d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue se situent près de ces zones.

L'approche tolérance au dommage peut être employée pour évaluer la durée de vie des structures marines. Cependant, une partie importante de cette durée de vie peut être constituée par la période d'amorçage et de propagation des fissures dites « courtes » de fatigue. Le comportement de ces fissures courtes, contrairement à celui des fissures dites « longues », est encore mal maîtrisé et nécessite un approfondissement tout particulier si l'on désire prendre en compte des défauts initiaux de petite taille dans des calculs de durée de vie. Lors de la conception d'éléments de structures, il est également indispensable de disposer d'outils capables de prédire leur tenue en fatigue dans des conditions proches du fonctionnement réel. Mes recherches, menées au sein du Laboratoire de Mécanique des Structures Navales de l'ENSIETA, s'inscrivent dans ce cadre. En effet, au cours de ce travail, nous avons étudié l'influence du

chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale. Ce mémoire de thèse sera scindé en quatre parties principales :

- La *partie A* présentera une étude bibliographique générale des outils disponibles dans la littérature pour traiter les problèmes de fatigue. Cette partie s'articulera autour de trois principaux points. Dans un premier temps, nous traiterons de l'endommagement et des méthodes utilisées classiquement pour prédire la durée de vie. Puis, les mécanismes de fissuration par fatigue seront abordés. Ce chapitre décrira les différentes étapes de la fissuration de l'amorçage jusqu'à la rupture avec une description détaillée des paramètres influençant la fissuration. Enfin, le comportement des fissures courtes sera traité ; nous aborderons le comportement de ces fissures en insistant sur leurs différences avec les fissures dites longues.
- La *partie B* s'intéressera aux techniques expérimentales employées pour mener à bien cette étude. Nous commencerons cette partie par une caractérisation mécanique et microstructurale du matériau étudié : l'acier S355NL largement utilisé en construction navale. Puis, nous décrirons en détail les méthodes expérimentales déployées lors des essais pour assurer la détection et le suivi de fissures de fatigue. Deux types d'éprouvettes seront utilisés. Des éprouvettes parallélépipédiques, munies d'un congé central, destinées à étudier l'amorçage et la propagation de fissures courtes. Des éprouvettes de propagation à entaille latérale, destinées à des essais de fissuration, qui permettront d'identifier le comportement des fissures longues. La fermeture de fissure qui intervient en bas de cycle de fatigue sera également mesurée afin d'être prise en compte par la suite.

Nous fixerons deux principaux objectifs à ce travail. Le premier objectif sera de prendre en compte, par la méthode des éléments finis, l'influence du congé. Nous nous attacherons donc d'une part à déterminer la répartition des contraintes dans l'éprouvette destinée à l'étude des fissures courtes mais nous chercherons aussi à déterminer la forme du facteur d'intensité de contrainte dans une telle configuration. Pour ce faire, nous tenterons tout d'abord de valider la méthode du « zoom structural » pour le calcul de l'intégrale J par une comparaison des résultats numériques obtenus avec ceux présents dans la littérature. Nous utiliserons ensuite cette méthode de calcul sur les éprouvettes dédiées à l'étude des fissures courtes et nous comparerons les résultats numériques à ceux issus des expressions proposées par Newman et Raju. Le second objectif sera d'analyser l'influence du chargement (rapports de charge, chargements variables) sur le comportement des fissures courtes et longues, dans le but de disposer d'un modèle pour prédire la durée de propagation des fissures de fatigue. Ces deux objectifs formeront l'objet des parties *C* et *D* de ce travail.

- La *partie C* rassemblera les simulations numériques qui ont été menées dans cette étude. Les résultats de calculs, établis dans le cas de chargements élastiques et élastoplastiques, seront présentés pour plusieurs tailles de fissures. Ces calculs ont été effectués pour des fissures de surface de forme semi circulaire et semi elliptique.
- Dans la *partie D*, nous tenterons de vérifier l'influence du chargement sur la propagation de fissures courtes et longues par fatigue. Nous nous interrogerons en particulier sur l'influence du rapport de charge, des chargements variables tels que des chargements croissants et décroissants ainsi que de chargements sur des bâtiments de surface issus d'enregistrements réels correspondant à un état de mer défini. Puis, nous essayerons de dégager les paramètres, aussi bien mécaniques que microstructuraux, susceptibles de rendre compte des différences observées dans les deux comportements de fissures

courtes et longues. Ensuite, nous étudierons l'influence du phénomène de fermeture sur la propagation de fissure pour des valeurs supérieures au seuil de propagation des fissures longues. Cette partie sera achevée par une modélisation des courbes de propagation dans le but de disposer de lois qui permettront de prédire la durée de propagation de fissures de fatigue.

Enfin, une conclusion générale permettra de souligner les résultats les plus importants obtenus dans cette étude.

PARTIE A :
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I:

ENDOMMAGEMENT PAR FATIGUE

La fatigue se manifeste chaque fois que l'on est en présence d'efforts variables dans le temps. Elle commence par une déformation plastique localisée sans plastification de toute la structure, tout d'abord autour de défauts, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui en est fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois. La capacité de résistance à la fatigue des pièces définit ce qu'on appelle la *limite d'endurance*. Dans la pratique, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons différentes, à savoir : le relevé de courbes de Wöhler et la mesure de la vitesse de fissuration. La première de ces méthodes est la plus utilisée, car elle permet de déterminer une limite d'endurance en dessous de laquelle le matériau est, en principe, à l'abri des ruptures de fatigue. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que dans des pièces en service, il peut exister des défauts, à partir desquels une fissure peut se propager et provoquer la ruine de la pièce, même si la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'endurance. Par conséquent, l'essai d'endurance ne suffit pas toujours à caractériser la résistance à la fatigue d'un matériau. Il est donc essentiel de lui adjoindre une deuxième méthode étudiant la propagation de fissure et permettant ainsi d'évaluer de façon précise la durée de vie résiduelle d'une pièce en service. Cette deuxième approche s'appuie sur le concept de tolérance au dommage qui considère que les structures contiennent des défauts de type fissure, dont la présence est souvent inévitable car inhérente aux procédés de fabrication des composants, qu'il s'agit de dimensionner en veillant à ce que les défauts n'atteignent pas la taille critique conduisant à la rupture brutale.

I-1 Dommage cumulatif

La notion de dommage présente un aspect physique correspondant aux variations des propriétés physiques des matériaux pendant la fatigue, reflétant les modifications structurales dues à l'action des sollicitations variables. Le dommage revêt également un aspect descriptif, important du point de vue de l'emploi des matériaux dans les structures. Cet aspect consiste dans la représentation quantitative de l'endurance des matériaux soumis à des histoires de chargement plus ou moins variées, voire tout à fait aléatoires.

I-1-1 Courbes de Wöhler

Lorsqu'un matériau est soumis un grand nombre de fois à des amplitudes de contraintes cycliques, pour des niveaux de contrainte bien inférieurs à sa limite d'élasticité, l'endommagement par fatigue apparaît. La courbe donnant la durée de vie exprimée en nombre de cycles à rupture N_R , portée en abscisse, en fonction de l'amplitude de la contrainte est appelée *courbe de Wöhler* ou *courbe d'endurance* (Figure I-1). Elle est déterminée à partir d'un lot d'éprouvettes où chacune est soumise à un effort périodique d'amplitude maximale $\Delta\sigma$ et de fréquence constante, la rupture se produisant au bout d'un nombre de cycles N_R . A chaque éprouvette correspond un point du plan ($\Delta\sigma, N_R$). D'après la Figure I-1, la rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand la contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont répartis de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes

correspondant à des probabilités de rupture données selon l'amplitude de contrainte et le nombre de cycles.

Les essais classiques de détermination d'une courbe de Wöhler donnent une information globale sur l'endurance d'un matériau : amorçage d'une fissure de fatigue et sa propagation jusqu'à la rupture. Cette courbe peut généralement être décomposée en trois zones distinctes :

- ❑ Zone I : Zone de *fatigue plastique oligocyclique*, qui correspond aux contraintes les plus élevées, supérieures à la limite d'élasticité σ_E du matériau. La rupture survient après un très petit nombre de cycles variant généralement de $\frac{1}{4}$ de cycle à environ 10^4 à 10^5 cycles. Dans cette zone, on observe très rapidement une déformation plastique importante suivie d'une rupture de l'éprouvette ;
- ❑ Zone II : Zone de *fatigue ou d'endurance limitée*, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît (compris entre 10^5 à 10^7 cycles environ). Cette zone peut être considérée comme linéaire en échelle semi-logarithmique ;
- ❑ Zone III : Zone d'*endurance illimitée ou zone de sécurité*, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas après un nombre donné de cycles (10^7 et même 10^8), supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce.

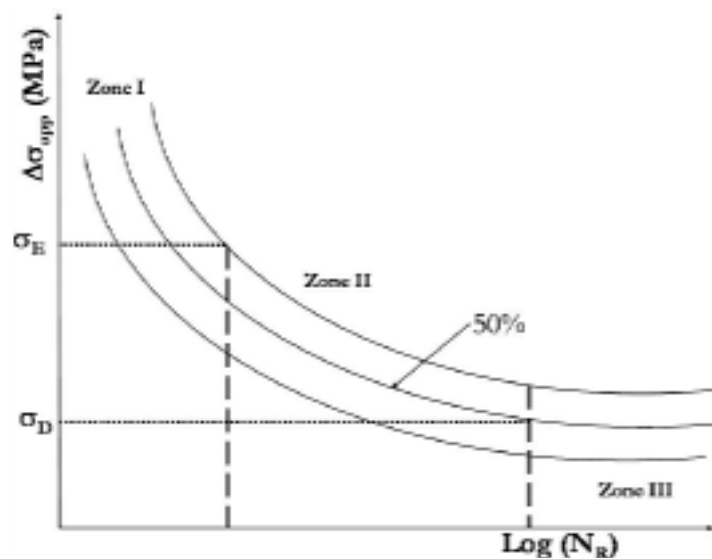


Figure I-1 : Diagramme d'endurance ou courbe de Wöhler.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote étant appelée *limite d'endurance* ou limite de fatigue et notée σ_D . Par contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale. On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple 10^7 cycles).

- ❑ Dans certains cas, les courbes de Wöhler sont représentées en fonction du nombre de cycles à l'amorçage. L'amorçage étant défini à partir de la création d'une fissure de dimensions détectables ;

- Les courbes de Wöhler sont parfois déterminées à partir d'essais sur éprouvettes entaillées. La limite d'endurance diminue alors en fonction de la sévérité de l'entaille (lorsque K_T augmente).

La notion de limite d'endurance est relative et non absolue ; sa définition dépend du problème traité ; par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes.

I-1-2 Représentation analytique de la courbe de Wöhler

Diverses expressions ont été proposées depuis les deux siècles derniers pour rendre compte de la forme de la courbe de Wöhler. La plus ancienne proposée par Wöhler lui-même en 1870, s'écrit :

$$\log N_R = a - b\sigma$$

où a et b sont des constantes déterminées expérimentalement.

Puis, Basquin a proposé en 1910 une relation de la forme :

$$\log N_R = a - b \log \sigma$$

soit encore :

$$N_R \sigma^b = A$$

Ces relations assimilent la zone II à une droite (endurance limitée) qui ne tend pas vers une limite σ_D lorsque N_R augmente pour décrire la zone III. Pour rendre compte de la courbure et de l'asymptote horizontale (limite d'endurance), Stromeyer a proposé en 1914 :

$$\log N_R = a - b \log(\sigma - \sigma_D)$$

ou encore :

$$N_R (\sigma - \sigma_D)^n = A$$

avec n généralement compris entre 1 et 2. Puis, Bastenaire a proposé en 1971 :

$$(N_R + B) (\sigma - \sigma_D) e^{[A(\sigma - \sigma_D)]} = C$$

avec A , B et C des constantes déterminées à partir de données expérimentales.

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, Basquin et Manson-Coffin proposèrent :

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_i)^b + \varepsilon'_f (2N_i)^c$$

avec σ'_f le coefficient de résistance à la fatigue, ε'_f le coefficient de ductilité en fatigue, b et c les exposants de la loi de Manson-Coffin.

I-1-3 Cumul de dommage par fatigue

La durée de vie est définie par le nombre de cycles à rupture N_R . Ainsi, l'application de n cycles ($n < N_R$) entraîne une détérioration partielle de la pièce. La connaissance de ce dommage est importante à déterminer car elle permet d'évaluer la capacité restante de durée de vie et de décider s'il faut ou non remplacer la pièce pour éviter une rupture catastrophique.

La règle la plus simple consiste à considérer une évolution linéaire du dommage. Cette approche est appelée règle de cumul linéaire de Miner [Min45]. Ainsi, le dommage associé à n_i cycles ($n_i < N_{Ri}$), pour une sollicitation donnée, est déterminé par la fraction représentant le nombre de cycles n_i divisé par le nombre de cycles à rupture N_{Ri} associé au niveau de contrainte de la sollicitation, soit :

$$D_i = \frac{n_i}{N_{Ri}}$$

Cette règle propose ensuite que le cumul de l'endommagement, associé à plusieurs niveaux de contrainte, soit donné par l'addition linéaire des dommages élémentaires :

$$D = \sum_i D_i = \sum_i \frac{n_i}{N_{Ri}}$$

où la rupture se produit lorsque D vaut 1.

La règle du Miner est souvent appliquée pour évaluer des endommagements cumulés de fatigue sous chargement à amplitude variable, grâce à sa simplicité : prise en compte de données de fatigue sous amplitude constante (courbes de Wöhler). La règle linéaire d'endommagement a été remise en question par de nombreux résultats issus des travaux de plusieurs auteurs [Ran91] lors d'essais de fatigue, sur des éprouvettes de différentes géométries, en faisant varier graduellement le niveau de chargements de type traction-compression, flexion rotative et traction répétée. Ces résultats peuvent être résumés de la manière suivante :

- la somme des dommages est inférieure à l'unité dans le sens des séquences décroissantes ;
- la somme des dommages est supérieure à l'unité dans le sens des séquences croissantes.

Les critiques importantes qui remettent en cause les lois de dommage cumulatif linéaire [Ran93, Bin98, Bha98, Age00] sont :

- l'endommagement partiel, qui s'appuie sur la notion de dommages indépendants, ne prend pas en compte les effets des séquences du chargement sur la fatigue. En effet, les résultats expérimentaux montrent que quelques cycles (n_2) à un niveau élevé de contrainte (σ_2), suivis par un cyclage à un niveau inférieur (σ_1, n_1), endommagent plus fortement que dans le cas où l'ordre est inversé. Ce phénomène peut s'expliquer par la non linéarité de l'endommagement, contrairement à l'hypothèse proposée par Miner ;
- l'utilisation de la courbe de Wöhler conduit à ignorer tous les cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance dont l'endommagement partiel, selon la définition de Miner, est nul. Par conséquent, la durée de vie en fatigue du matériau est surestimée dans le cas de chargement variable.

Agerskov [Age00] considère que la raison principale de la différence entre les comportements en fatigue à amplitude constante et à amplitude variable est due à l'accélération et/ou le retard de propagation de fissure dû aux charges élevées de traction et de compression dans les histoires de chargement à amplitude variable. Les facteurs les plus importants dans ce désaccord sont les mécanismes de fermeture de fissure, le niveau des contraintes résiduelles, la valeur des concentrations de contrainte et la limite d'élasticité du matériau. Les résultats montrent que la règle de Miner donne des prévisions non conservatives des durées de vie en fatigue, puisque les sommes de Miner sont toutes inférieures à 1. Dans les séries d'essais à la fois sur des échantillons de plaques soudées et de joints tubulaires, et pour les différents spectres de chargement étudiés, Agerskov [Age00] a trouvé que la durée de vie en fatigue est en général plus courte pour le chargement à amplitude variable que pour le chargement à amplitude constante dans un intervalle de contraintes équivalent, pour des histoires de chargement en traction et en compression. Ces résultats sont observés à la fois dans les études expérimentales et dans les calculs de durées de vie en fatigue utilisant la Mécanique de la Rupture. Les résultats obtenus montrent que la règle de Miner, qui est normalement utilisée pour le dimensionnement en fatigue des structures en acier, peut donner des prévisions non conservatives de la durée de vie, et que la distribution de l'histoire de chargement en traction et compression a une influence sur la validité des résultats obtenus en utilisant la règle de Miner (Figure I-2).

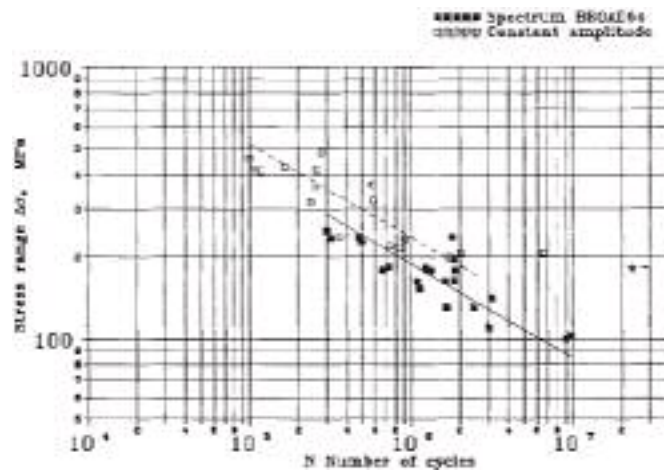


Figure I-2 : Comparaison des résultats obtenus sous chargement d'amplitude variable et constante [Age00].

Parmi les rares études qui justifient l'utilisation de la règle de Miner, nous pouvons citer celle de Tchanakov [Tch99] qui a pu établir une bonne corrélation au niveau des durées de vie obtenues pour les joints soudés.

Plusieurs améliorations de la règle linéaire d'endommagement de Miner ont été suggérées et ont rencontré des degrés différents de réussite pour des applications particulières. On peut citer par exemple la loi de Hashin et Laird [Has78] qui donne une relation d'accumulation de dommage sous deux niveaux de chargement de contrainte cyclique :

$$\left(\frac{N_1}{N_{R1}}\right)^{\log\left(\frac{N_2}{N_e}\right) / \log\left(\frac{N_1}{N_e}\right)} + \frac{N_2}{N_{R2}} = 1$$

N_e : nombre de cycles à la limite de fatigue, N_{R1} et N_{R2} : nombres de cycles à rupture pour les niveaux de chargement 1 et 2.

I-1-4 Coefficient de concentration de contrainte

La présence de discontinuités géométriques (trous, entailles, congés,...) dans une structure sollicitée cycliquement, induit des zones de concentration de contrainte dont le rôle est essentiel sur la tenue en fatigue. En effet, lorsqu'une telle structure est soumise à un chargement, localement le niveau de contrainte est nettement plus élevé par rapport au champ à l'infini (ou très éloigné de la discontinuité). Une manière prudente de prendre en compte une telle discontinuité consiste, dans un premier temps, à évaluer son coefficient de concentration de contrainte K_T (sans dimension) tel que :

$$K_T = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}}$$

où σ_{max} est la contrainte à fond d'entaille, estimée dans le domaine de l'élasticité, et σ_{nom} la contrainte nominale calculée comme la contrainte moyenne dans la section résistante. Pour une éprouvette entaillée, les contraintes dans la région de l'entaille sont ainsi multipliées par K_T . Les valeurs du K_T peuvent être trouvées dans la littérature pour les géométries les plus courantes ou bien déterminées à l'aide de calculs par éléments finis. Cependant, même si l'on constate que la durée de vie sous une sollicitation alternée donnée est plus faible pour une géométrie entaillée par rapport à une sans entaille, la limite d'endurance σ_{Dent} de la pièce entaillée n'est pas égale à $\sigma_{Dent} = \sigma_{Dis}/K_T$ (où σ_{Dis} désigne la limite d'endurance d'une éprouvette lisse du même matériau) mais est déterminée en fait grâce à la relation suivante :

$$K_F = \frac{\sigma_{Dis}}{\sigma_{Dent}}$$

où K_F est le coefficient de réduction de résistance à la fatigue. On aura toujours pour une entaille donnée :

$$K_F \leq K_T$$

Ce résultat témoigne d'une adaptation plastique du matériau. K_F peut être évalué à l'aide d'essais réalisés sur deux lots d'éprouvettes lisses et entaillées possédant le même K_T que la pièce considérée. On peut alors classer les matériaux en terme de sensibilité à l'effet d'entaille. Si pour un K_T donné, K_F est beaucoup plus faible que K_T , le matériau est considéré comme étant peu sensible à l'effet d'entaille. Au contraire si la différence entre K_F et K_T n'est pas significative, le matériau y est sensible. En général, les matériaux fragiles sont plus sensibles à l'effet d'entaille que les matériaux ductiles.

Le paramètre K_F peut servir à définir cette sensibilité. On utilise d'ailleurs très souvent le facteur de sensibilité à l'effet d'entaille q tel que :

$$q = \frac{K_F - 1}{K_T - 1}$$

La détermination du facteur de sensibilité à l'effet d'entaille est assez délicate, et il n'existe pas à l'heure actuelle de méthodes exactes pour le faire. On peut toutefois trouver différentes formulations empiriques pour déterminer q . Elles font le plus souvent intervenir le rayon à fond d'entaille noté ρ ainsi que différents paramètres dépendant du matériau.

I-2 Vitesse de fissuration

L'avènement de la Mécanique Linéaire de la Rupture a permis de faire un pas en avant sur la description des mécanismes de fissuration.

I-2-1 Propagation

Cette situation donne lieu, pour l'évaluation de la tenue de pièces en fatigue, à une approche basée sur des données de propagation de fissures. Dans le cas d'un défaut préexistant dans la pièce ou de l'apparition d'une fissure, deux types de problèmes peuvent être traités :

- ❑ évaluation de la vitesse de propagation de la fissure (ou du défaut assimilé à une fissure) de manière à estimer la durée de vie résiduelle de la pièce. Ce problème se traite parfaitement en utilisant la Mécanique de la Rupture ;
- ❑ évaluation du chargement pour lequel la fissure ne se propage pas.

I-2-2 Description des courbes de propagation de fissures

L'interprétation de la courbe de dommage repose sur l'existence d'une taille critique de fissure, qui dépend de la contrainte maximale atteinte au cours des cycles, et au-dessus de laquelle la propagation serait irréversible et conduirait à la rupture.

On a donc cherché à suivre la progression des fissures au cours de la fatigue. Si elles débouchent en surface, ce qui est le cas général, et si la méthode utilisée est suffisamment sensible, leur observation est possible à partir d'une longueur de 0,01 mm à 0,1 mm suivant la résolution du système de suivi de la longueur des fissures.

La façon la plus simple de représenter la progression des fissures est de rapporter leur profondeur en fonction du nombre de cycles subis par l'éprouvette d'essai. Le nombre de cycles N pouvant être très élevé (quelques millions de cycles), on utilise l'échelle logarithmique pour le représenter. La Figure I-3 représente schématiquement ce type de courbe, où trois éprouvettes contenant une fissure de longueur initiale a_i , supposée la même pour les trois essais, sont soumises à trois contraintes alternées différentes ; la contrainte la plus élevée conduit naturellement à la durée de vie la plus faible.

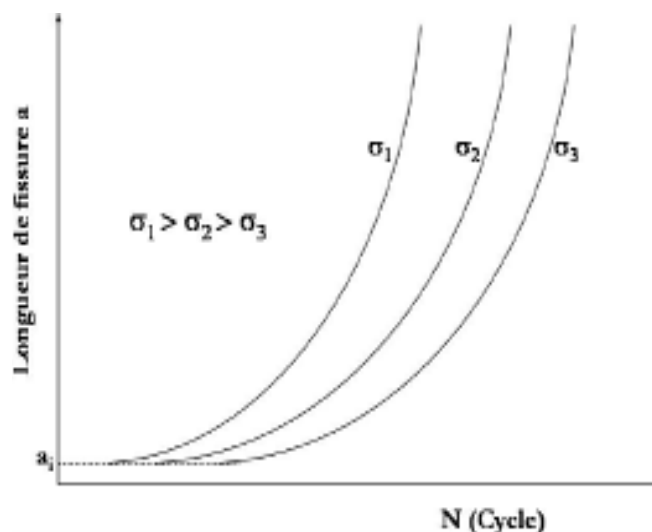


Figure I-3 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles

On peut, à partir des enregistrements de la longueur de fissure a en fonction du nombre de cycles N , tracer la vitesse de fissuration da/dN en fonction d'un paramètre caractérisant le chargement (la contrainte alternée σ_a ou la déformation totale par cycle $\varepsilon\sqrt{a}$ pondérée par la longueur de fissure).

Le développement de la Mécanique de la Rupture a permis, grâce notamment à l'utilisation du facteur d'intensité des contraintes (FIC) noté K , de mieux étudier quantitativement les stades de propagation lente et de propagation brutale des fissures de fatigue. K est proportionnel à $\sigma_a\sqrt{a}$. L'approche s'appuyant sur le FIC est la plus utilisée pour décrire la propagation des fissures de fatigue, tant que la plastification en pointe de fissure qui accompagne la propagation reste confinée dans une zone de taille faible par rapport à la longueur de la fissure et aux dimensions de la structure fissurée. On a pu, avec cette approche, traiter de nombreux cas pratiques où l'on a observé des fissures préexistantes dans une structure.

Les résultats expérimentaux obtenus par cette méthode montrent que les variations de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du FIC présentent, en échelle bi-logarithmique, l'allure décrite sur la Figure I-4 :

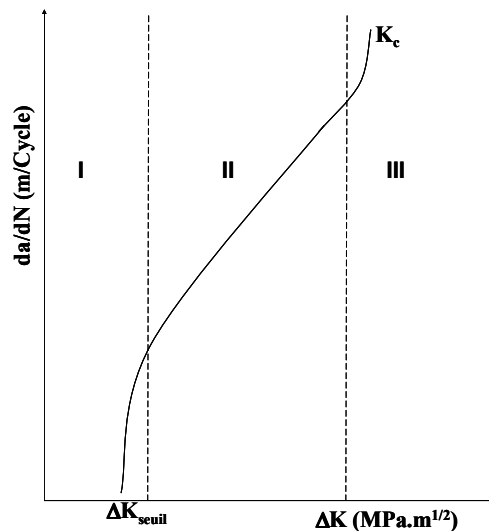


Figure I-4 : Exemple de courbe de propagation.

On distingue habituellement trois domaines dans la propagation des fissures « longues » :

- ❑ **Domaine I :** domaine des faibles vitesses de fissuration où les effets de l'environnement et de la microstructure sont prédominants. Pour décrire ce domaine, on effectue généralement des essais à ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_{seuil} ;
- ❑ **Domaine II :** domaine des vitesses moyennes ou de Paris où la vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris ;
- ❑ **Domaine III :** domaine correspondant au cas des chargements élevés pour lesquels une déchirure se produit dans le matériau en pointe de fissure. Les vitesses de propagation sont très élevées et conduisent très vite à la rupture de la pièce (pour $K_{max} = K_{IC}$).

Pour décrire la partie linéaire de cette courbe (domaine II), Paris proposa la relation empirique :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m$$

où C et m sont des constantes dépendant du matériau, des conditions de chargement et de l'environnement.

La loi proposée par Paris ne décrit pas la totalité de la courbe ; cependant, d'autres lois empiriques ou analytiques ont été proposées pour décrire l'ensemble de la courbe de propagation. Forman, pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration lorsque $K_{max} \rightarrow K_{IC}$, proposa une amélioration de la relation de Paris pour décrire les domaines II et III de la courbe de propagation :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^m}{(1-R)(K_{IC} - K_{max})}$$

où C est une constante dépendant du matériau, pour les aciers m est de l'ordre de 4. Cette relation ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration mais fait intervenir l'influence du rapport de charge R sur la vitesse de fissuration.

Pour rendre compte de l'effet de seuil dans la région I, Klesnil et Lucas [Kle72] proposèrent quant à eux une modification de la relation sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K^m - \Delta K_{seuil}^m)$$

Frost a alors proposé une relation qui rend compte de l'ensemble de la courbe de propagation, établie pour des aciers ferrito-perlitiques [Fro73] :

$$\frac{da}{dN} = B \left[\frac{(\Delta K - \Delta K_{seuil})^4}{R_m^2 (K_{IC}^2 - K_{max}^2)} \right]^n$$

K_{IC} désignant la valeur critique du facteur d'intensité de contraintes, ΔK_{seuil} est la valeur de ΔK au seuil de propagation pour un rapport de charge R donné, R_m est la résistance à la traction du matériau, B et n sont des constantes caractéristiques du matériau.

Les durées de vie en fatigue peuvent alors être calculées en intégrant ce type de lois de propagation. Par exemple, le modèle de Kaynak [Kay96(2)] pour les fissures longues suppose que la durée de vie totale en fatigue est seulement égale à la durée totale de propagation des fissures longues, qui peut être déterminée en intégrant la loi de Paris relative aux fissures longues :

$$N_{tot} = N_{FL} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C_{FL} \Delta K^{m_{FL}}}$$

où a_f est la taille critique de la fissure et a_i la taille initiale de fissure.

CHAPITRE II:

MECANISMES DE FISSURATION PAR FATIGUE

L'application d'une charge cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend deux phases [Hou97]. La première phase, dite d'amorçage, correspond à la formation, le plus souvent à la surface de la pièce à partir de bandes de glissement persistantes ou au droit d'inclusions, de microfissures et à leur propagation ; ces microfissures cheminent à travers quelques grains suivant des directions cristallographiques. Elles apparaissent très tôt dans la durée de vie de la pièce. La deuxième phase correspond à la propagation lente d'une de ces fissures dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué, propagation qui se produit en général jusqu'à rupture de la pièce.

La proportion relative de stade d'amorçage et de propagation dépend de l'amplitude de la sollicitation, de la géométrie de la pièce, de la microstructure du matériau, de la température et de l'environnement [Cer94]. Cette division de la durée de vie est largement critiquée par Miller [Mil82], car il s'appuie sur le principe qu'il y a toujours des microfissures dans le matériau. La durée de vie d'une éprouvette est alors décomposée en une étape de propagation des fissures « courtes » puis de propagation de la fissure principale « longue » [Cer94].

II-1 Amorçage et propagation de fissures de fatigue

La définition de l'amorçage d'une fissure reste l'une des principales difficultés. Celle-ci peut en fait être différente selon que l'on s'intéresse à l'évolution microstructurale du matériau ou que l'on considère l'apparition d'une microfissure.

II-1-1 Amorçage de fissures de fatigue

Plusieurs définitions sont utilisées dans la littérature : variation de la rigidité de l'éprouvette, apparition d'une fissure de quelques microns, chute de la charge supportée par l'éprouvette [Ngu89]. La phase d'amorçage est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures « courtes » mais la longueur seuil de fissure à laquelle l'amorçage se produit manque de définition uniforme. Plusieurs auteurs pensent que la phase d'amorçage d'une fissure de fatigue est de durée négligeable et qu'il existe des « petites » fissures de taille comparable à celle d'un défaut microstructural. Ces fissures se manifestent dès les premiers cycles de sollicitation. Alors, la durée de vie associée à l'amorçage correspondrait en fait à la phase de propagation de ces fissures courtes avant qu'elles n'atteignent une taille détectable par les moyens de suivi usuels [Gér03]. D'autres auteurs estiment que la période d'amorçage de fissures dans un composant, à l'origine sans défaut, peut constituer une partie significative de sa durée de vie totale en fatigue [Kru99, Tch99].

Bien que les défauts existent dans toutes les pièces soumises à la fatigue, irrégularités de surface ou inclusions, provoquant des concentrations de contrainte locales très élevées conduisant à la rupture rapide par formation de microfissures particulièrement dangereuses, ils ne sont pas les

seuls sites d'amorçage des fissures. Dans de nombreux cas où le matériau est globalement soumis à des contraintes inférieures à sa limite d'élasticité, il y a formation de bandes de glissement persistantes dans certains grains. Ces bandes de glissement peuvent donner lieu à des microfissures permanentes par formation d'intrusions et d'extrusions [Cop91, For63, Des96] ou par réunion entre elles [Zha99]. L'atmosphère réagit avec les surfaces fraîches des plans de glissement et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, d'où un endommagement du métal. Le mécanisme de formation des intrusions et extrusions à la surface est illustré sur la Figure II-1.

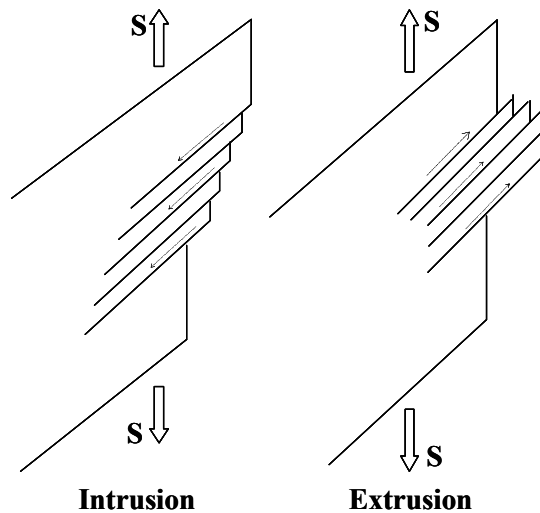


Figure II-1 : Formation d'intrusions et d'extrusions dans des bandes de glissement

Les intrusions et les extrusions ne sont pas les seuls mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Les inclusions en surface peuvent aussi être des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue ; la Figure II-2 représente une fissure amorcée auprès d'une inclusion. L'amorçage de microfissures de fatigue peut aussi se produire par décohérence de l'interface inclusion-matrice suivie de la formation dans la matrice de micropores qui sont les germes de la macrofissuration.

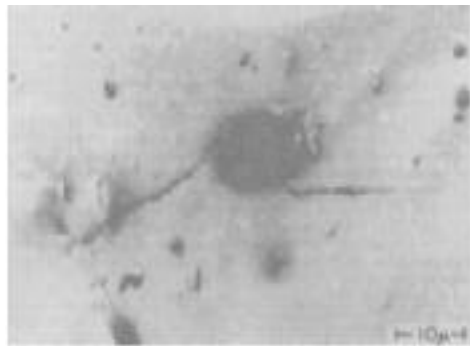


Figure II-2 : Amorce de fissures près d'une inclusion [Bat74]

L'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie, par la présence d'inclusion ou de tout autre défaut du fait des concentrations de contraintes qu'ils entraînent. L'amorçage de fissures dépend de plusieurs facteurs, la quantité, la taille, la nature, et la répartition des inclusions ou des défauts, ainsi que de leurs formes par rapport à la direction des efforts [Kay96, Bat97, Mur00, Buf01].

Les joints de grains sont aussi des sites favorables à la formation de microfissures surtout si les grains ont une direction parallèle au chargement appliqué [Zha99].

La présence d'une entaille favorise la propagation des fissures et entraîne une concentration de contrainte locale dans la pièce, qui peut être évaluée à l'aide des coefficients de concentration de contrainte.

Lors d'études portant sur des alliages d'aluminium, Xin Bing [Bin98] a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude de chargement appliqué. Pour un chargement important, c'est l'inclusion rompue qui favorise l'amorçage d'une fissure ; de plus, si les inclusions rompues se trouvent groupées, les microfissures se rejoignent facilement et la fissure principale se développe rapidement. Pour un faible chargement, ce sont les bandes de glissement persistantes qui favorisent principalement l'amorçage de microfissures, même s'il y a des inclusions rompues. Les résultats montrent que si une fissure s'amorce dans une inclusion cassée, elle se développe plus vite qu'une fissure s'amorçant dans une bande de glissement. Cela est justifié par le fait qu'une fissure s'amorçant dans une inclusion cassée doit accumuler suffisamment d'énergie pour franchir la bordure d'inclusion. Quand la fissure réussit à se développer dans la matrice, l'énergie se libère brutalement et la fissure peut se propager rapidement. Enfin, la durée de vie liée à la nucléation de fissures amorcées à partir d'une inclusion est plus faible que lors d'un amorçage à partir d'une bande de glissement.

Hu [Hu00] a confirmé que les bandes de glissement et les joints de grains sont des sites préférentiels pour le déclenchement des fissures de fatigue dans l'alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al. Les mêmes résultats ont été obtenus par Tokaji [Tok96] pour un alliage de titane sous trois traitements thermiques (735°C, 850°C et 1000°C).

En résumé, l'amorçage des fissures de fatigue peut être favorisé généralement, soit par une inclusion rompue, soit par une bande de glissement. Néanmoins, pour s'assurer que la fissure a bien démarré à partir d'une inclusion, cette dernière doit remplir l'une des conditions suivantes [Bin98] :

- ❑ une inclusion casse suivant la direction des bandes de glissement ;
- ❑ une inclusion casse suivant un joint de grain traversant cette inclusion ;
- ❑ des inclusions rompues proches ont tendance à se regrouper pour former des microfissures : les fissures s'amorcent donc facilement et rapidement.

Généralement l'amorçage se produit en surface dans un matériau sain. Plus rarement, l'amorçage peut se développer à cœur, par exemple, dans les soudures. L'amorçage des fissures de fatigue à la surface des pièces est justifié par quatre raisons principales [Bat97, Cop91, For72, Oni86] :

- ❑ les dislocations sont plus mobiles à la surface qu'à cœur ;
- ❑ la résistance à la déformation plastique est faible à la surface ;
- ❑ la surface est soumise à l'agressivité de l'environnement ;
- ❑ des particules sous-jacentes à la surface favorisent l'amorçage par un effet de « surface libre ».

L'étude menée par Tokaji [Tok96] sur un alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al avec un traitement à 850°C confirme que l'amorçage s'effectue en surface si le niveau de chargement est élevé. Par contre, l'amorçage s'effectue à cœur si le niveau de chargement est assez faible.

II-1-2 Propagation de fissures de fatigue

Comme nous venons de le voir, les fissures de fatigue s'amorcent généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs endroits, la propagation est souvent transgranulaire dans une direction cristallographique définie, même lorsque l'amorçage est intergranulaire, c'est le stade I (état de contraintes planes). Ensuite, intervient le stade II au cours duquel la fissure quitte le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de contrainte normale, c'est-à-dire perpendiculaire à la contrainte principale maximale (état de déformation plane) (Figure II-3) [Lie82].

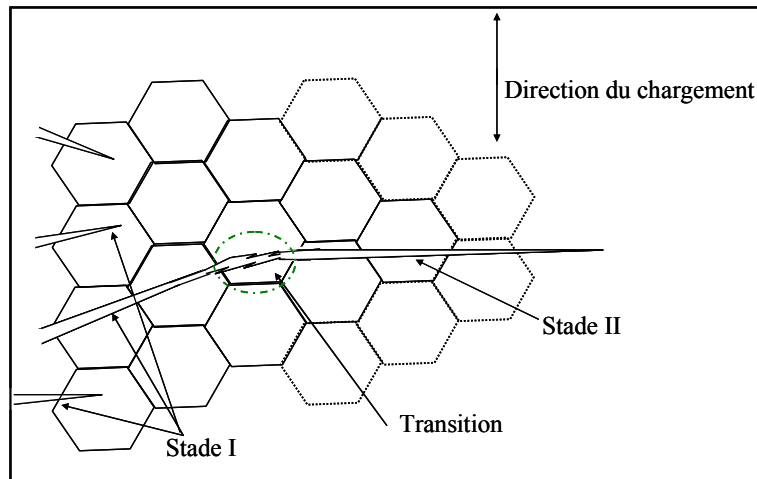


Figure II-3 : Stades I et II de la fissuration par fatigue.

La surface fissurée dans le stade I est très limitée par rapport à la surface totale de rupture bien que ce stade présente une durée de vie importante [Tch99]. Dans plusieurs cas, la fissure peut s'amorcer directement en stade II sans passer par le stade I, par exemple en présence de grosses inclusions, dans le cas d'usinages « grossiers » ou encore quand la fissure se propage à partir d'une entaille. Seul un très petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche leur propagation par suite d'un effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) qu'elle provoque derrière elle [Cer94].

Pour simplifier le processus de propagation de fissure, on peut le schématiser de la manière suivante : au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité. Au cours de la décharge, la fissure se referme. L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a subi une déformation irréversible. Les contraintes locales de compression après décharge maintiennent la fissure fermée et au cycle suivant, il faut exercer une contrainte supérieure pour la rouvrir. Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des *stries*, chaque strie correspondant alors à un cycle ; le mécanisme de formation des stries est schématisé sur la Figure II-4 et la Figure II-5 présente des stries de fatigue observées au microscope électronique à balayage [Pel69, Mer99]. Rappelons que les stries sont caractéristiques d'une propagation en stade II.

Aux faibles amplitudes de sollicitation, il faut plusieurs cycles pour former une strie. Lorsque l'amplitude de la contrainte diminue, elle peut devenir insuffisante pour ouvrir la fissure soumise aux forces de refermeture de la zone plastifiée. La fissuration s'arrête alors, ce qui justifie l'existence d'un seuil de propagation.

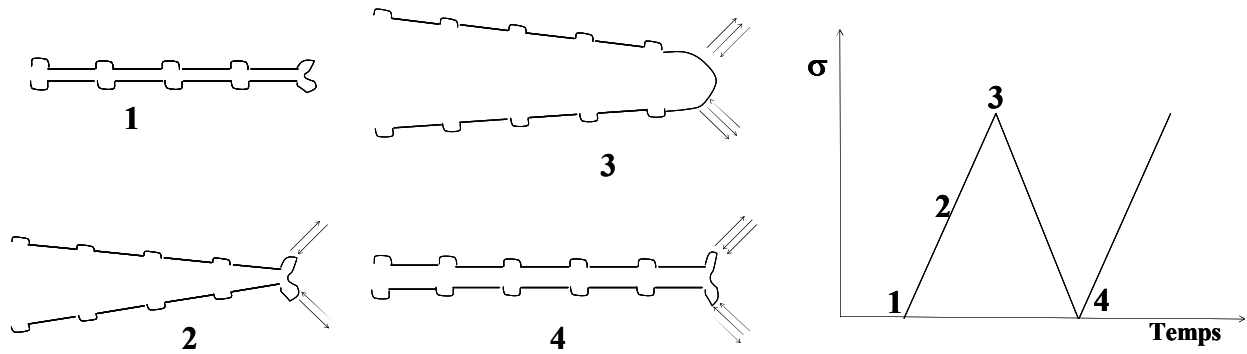


Figure II-4 : Mécanismes de formation des stries.

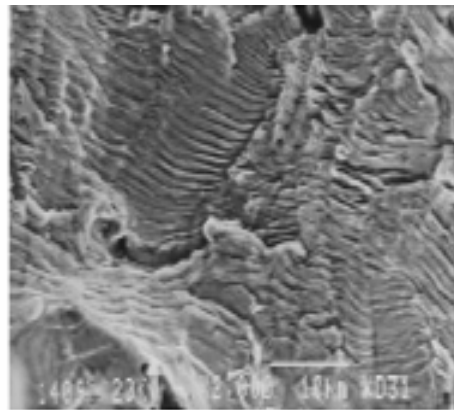


Figure II-5 : Stries de fatigue [Pel69].

II-1-3 Seuil de propagation de fissure de fatigue

Sur une courbe de propagation, lorsque ΔK diminue on atteint une valeur pour laquelle la vitesse de propagation devient infiniment faible appelée « seuil de propagation », et notée ΔK_{seuil} (Figure I-4). La valeur de ΔK_{seuil} s'obtient après un très grand nombre de cycles écoulés durant lesquels aucune avancée de fissure n'a été détectée. La notion de seuil de propagation implique qu'une fissure préexiste dans le matériau mais ne peut se propager en dessous d'une certaine valeur de ΔK . Il est très important de faire la différence entre le sens physique du seuil de propagation et celui de la limite d'endurance ; cette dernière est liée à une probabilité d'amorçage de fissure et la propagation d'une d'entre elles jusqu'à rupture alors que le seuil de propagation peut être considéré comme la condition d'arrêt d'une fissure préexistante et non pas comme une condition d'amorçage. Plusieurs paramètres peuvent influencer le seuil de fissuration :

□ *Influence des paramètres intrinsèques sur ΔK_{seuil} :*

Le seuil de propagation peut augmenter si le matériau a subi un vieillissement sous chargement cyclique. Par contre, il diminue dans les conditions suivantes :

- si la limite d'élasticité est élevée ;
- si le matériau possède des grains fins (Figure II-6).

Une faible taille de grain est en revanche bénéfique pour la limite d'élasticité σ_E et la limite d'endurance σ_D .

□ Influence des paramètres extrinsèques sur ΔK_{seuil} :

Plusieurs études ont montré qu'une augmentation du rapport de charge R (entre la charge minimale et la charge maximale) ou de la température d'essai, conduit à une diminution de la valeur seuil de propagation [Mas75, Sur84, Oni86, Zhu00] (Figure II-7). Des études antérieures ont attribué l'influence du rapport de charge au phénomène de fermeture que nous expliquerons avec plus de détail dans la suite de ce chapitre.

Pour Zhu, la diminution du seuil de fissuration à température élevée est due à la diminution du module d'élasticité et à l'influence du phénomène de fluage.

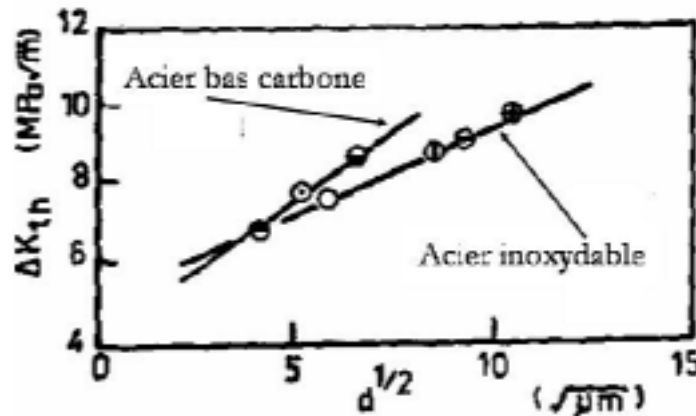


Figure II-6 : Influence de la taille des grains sur le seuil de propagation [Rad86].

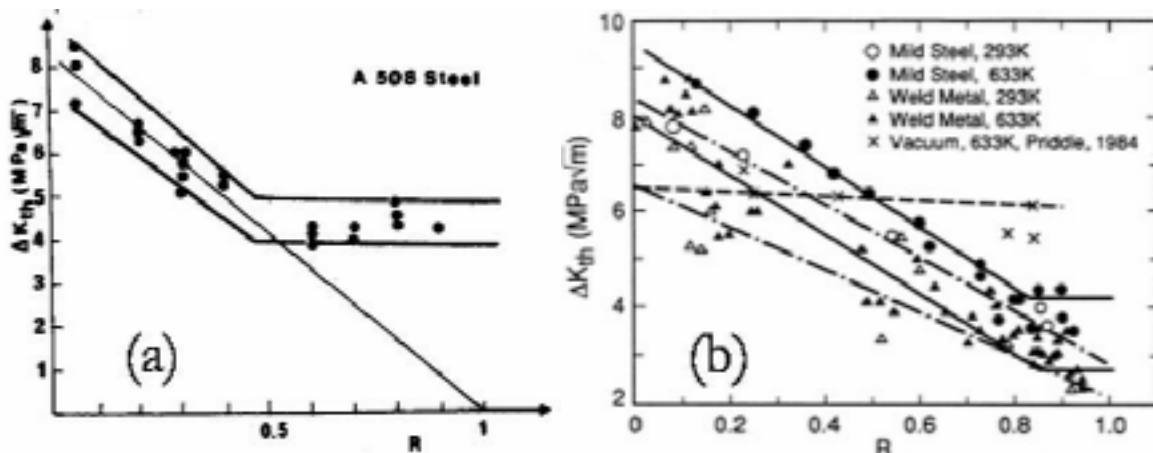


Figure II-7 : Influence du rapport de charge et de la température sur le seuil de propagation. (a) : [Pin86], (b) : [Sad97(2)].

Par contre les facteurs suivants ne semblent pas exercer d'influence sur le seuil de propagation [Bat77, Oni86] :

- Type ou dimension de l'éprouvette, tant que la fissure est considérée comme longue ;
- Type de chargement (sinusoïde, triangle) ;
- Fréquence d'essai. D'après les résultats obtenus sur un alliage titane Ti-6Al-4V, Ritchie [Rit99] a montré que la fréquence d'essai ($50\text{Hz} < f < 1000\text{Hz}$) n'influe ni le seuil ni la propagation des fissures à température ambiante (Figure II-8).

Il reste à signaler que le seuil de propagation peut être influencé par l'environnement. Sous vide, le seuil de non fissuration est plus élevé que dans l'air, et la vitesse de fissuration est inférieure à

celle obtenue dans l'air pour une même valeur de ΔK voisine du seuil de non fissuration. Par contre, le seuil semble constant dans l'air sec et dans l'hydrogène sec quel que soit le rapport R pour des aciers à haute résistance [Oni86].

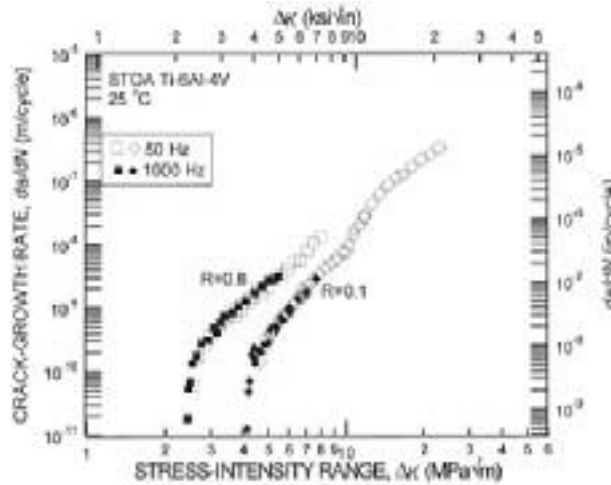


Figure II-8 : Influence de la fréquence d'essai sur la vitesse de propagation et le seuil [Rit99].

Klesnil et al [Kle72] ont proposé une relation empirique du seuil de non fissuration, pour les aciers, qui prend en compte l'influence du rapport de charge R sous la forme :

$$\Delta K_{seuil}(R) = (1-R)^\gamma \Delta K_{seuil,0}$$

où $\Delta K_{seuil,0}$ désigne la valeur du seuil pour $R = 0$ et γ un paramètre qui prend des valeurs généralement comprises entre 0 et 1, proches de 0 lorsque l'environnement est agressif et proches de 1 lorsqu'il s'agit d'une atmosphère neutre.

Evily a modifié la relation sous la forme suivante [Evi77] :

$$\Delta K_{S,R} = \Delta K_{S,0} \left(1 - \frac{R}{1+R} \right)^{1/2}$$

II-2 Phénomène de fermeture

Le phénomène de fermeture des fissures remonte à la constatation des différences observées entre les vitesses de fissuration pour un même matériau mais pour différents rapports de charge. Ce phénomène était alors appelé « effet de rapport de charge R » (Figure II-9). L'explication de ce phénomène a été apportée en 1971 par les travaux d'Elber et la mise en évidence expérimentale du phénomène de fermeture de fissure. La notion de fermeture traduit le fait que la fissure puisse se fermer prématurément avant d'atteindre la charge minimale. Le phénomène de fermeture résulte de plusieurs paramètres tels que la longueur de fissure, le type de chargement et de l'environnement ; ainsi, il est essentiel d'en tenir compte pour toute étude portant sur la fissuration. De plus, le phénomène de fermeture constitue un aspect fondamental si l'on souhaite comparer les fissures courtes et longues. Pendant le chargement cyclique de fatigue, les trois mécanismes primaires responsables partiellement de la fermeture des fissures au-dessus de la charge minimale sont : la fermeture induite par la plasticité, la fermeture induite

par les dépôts d'oxydes sur les surfaces fraîchement rompues et la fermeture induite par la rugosité [Kle84].

Sinha [Sin00] a attribué les différences observées entre les vitesses de propagation de fissures de fatigue dans les deux orientations T-L et L-T pour l'alliage Ti-6Al-4V à la différence de niveau de fermeture. Le même argument est donné pour justifier les différences de vitesses de propagation des fissures courtes et longues pour un faible rapport de charge ($R = 0,1$). Lorsqu'on prend en compte la diminution de l'intensité des contraintes due à l'effet de fermeture, les vitesses de propagation de fissures de fatigue sont alors similaires pour les essais conduits sous rapport de charge faible ($R = 0,1$) comme élevé ($R = 0,8$).

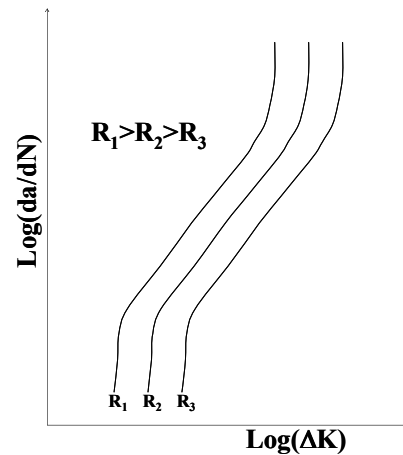


Figure II-9 : Influence du rapport de charge.

II-2-1 Zones plastiques à fond de fissure de fatigue

En avant d'une fissure par fatigue, on distingue trois zones (Figure II-10) [Bat72] :

- La plus éloignée du fond de fissure où les déformations restent essentiellement élastiques ;
- Une seconde où les déformations plastiques sont faibles et uniformes. Cette zone est créée lors de l'ouverture de la fissure ;
- Une troisième où les déformations sont importantes, en particulier au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure.

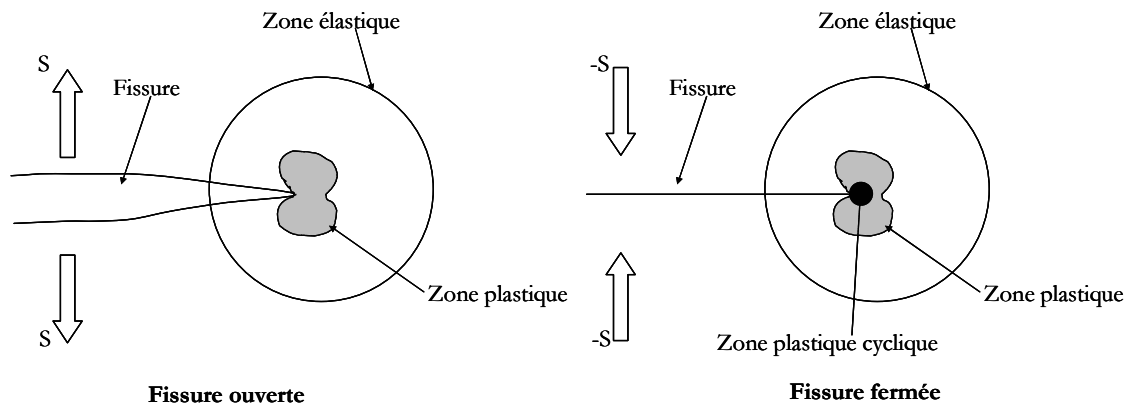


Figure II-10 : Schématisation des zones de déformation en avant de la fissure.

Dans le cas d'un chargement monotone, nous pouvons en effet imaginer l'existence d'une zone plastifiée en tête de fissure, la théorie d'Irwin évalue le rayon r_p de cette zone plastifiée à fond de fissure, dans le mode I, pour un état de contraintes planes à :

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2$$

avec K_I le facteur d'intensité de contrainte et σ_E la limite d'élasticité. Dans le cas d'une sollicitation cyclique (fatigue), ce rayon va être atteint lors du passage de 0 à K_{max} d'où l'expression suivante du rayon :

$$r_{mon} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_E} \right)^2$$

Cette zone plastifiée va être principalement modifiée par la fermeture de la fissure à chaque cycle. Même lorsque la contrainte nominale reste dans le domaine de la traction, il se produit au moment de la fermeture, une compression locale. En effet, lors de la décharge (passage de K_{max} à 0), la contrainte diminue et dans une toute petite zone en tête de la fissure, on dépasse la limite élastique en compression (supposée égale à $-\sigma_E$). Le rayon de la zone « doublement » plastifiée est alors donné par :

$$r_{cyc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{max}}{2\sigma_E} \right)^2 = \frac{1}{8\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_E} \right)^2$$

Par conséquent, la zone plastifiée centrale (cyclique) est quatre fois plus petite que la zone plastifiée périphérique (monotone) (Figure II-11).

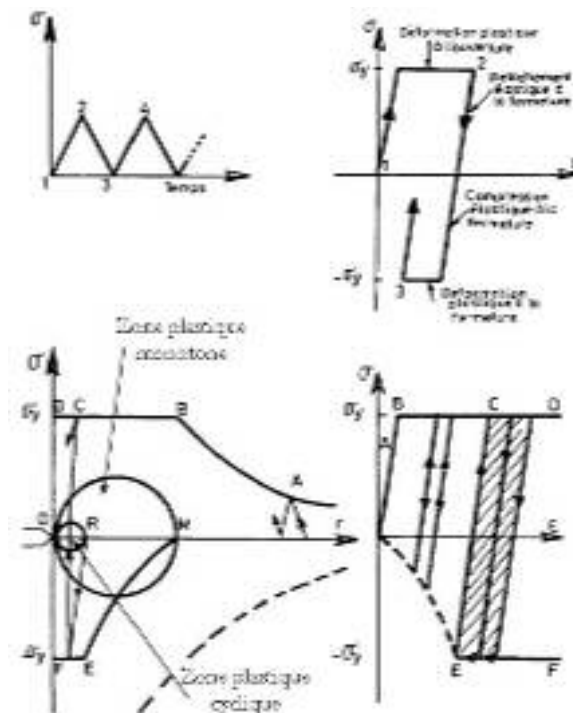


Figure II-11 : Mécanismes de la déformation plastique à fond de fissure de fatigue [Bat97].

Ce modèle simple prévoit donc que la section de la zone plastifiée est un cercle. En réalité, la forme et la taille de cette zone dépendent de plusieurs paramètres. Le modèle d'Irwin, très clair pour décrire la notion de plastification à fond de fissure, est mal adapté pour faire une étude précise du phénomène.

II-2-2 Fermeture induite par la plasticité

En se propageant, une fissure de fatigue entraîne avec elle la zone plastifiée qui se développe à son extrémité. Il se forme ainsi, au fur et à mesure que la fissure progresse, un sillage plastique autour de la fissure. Au cours d'un cycle de fatigue ultérieur, la décharge élastique du matériau entraîne des contraintes de compression sur le sillage plastique de la fissure : c'est le phénomène de fermeture induite par la plastification. Elber [Elb71] a observé pour la première fois un contact prématuré des lèvres de la fissure pendant la décharge lorsque la contrainte nominale n'est pas encore nulle. Il a alors introduit le concept de fermeture de fissure de fatigue induite par la plasticité. En effet, durant la propagation de la fissure, les contraintes de compression, créées autour de la fissure lorsque la charge tend vers zéro, empêchent l'ouverture de la fissure, diminuant ainsi l'ouverture théorique du front de fissure. Ainsi, alors que l'éprouvette est globalement en traction, la pointe de la fissure peut rester fermée jusqu'à une contrainte que l'on appellera contrainte ou *charge d'ouverture* (Figure II-12). Comme la fissure ne peut se propager que lorsque son extrémité est ouverte, l'amplitude du chargement global appliquée : $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ se trouve alors réduit à une valeur plus faible telle que $\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{ouv}$. Ce phénomène s'observe expérimentalement par la non linéarité de la courbe charge/déplacement d'une éprouvette fissurée (pour plus de détail, voir Chapitre V). Ceci permet d'introduire un paramètre intrinsèque ΔK_{eff} :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$$

qui rendrait donc compte des propriétés du métal hors influence des paramètres mécaniques liés à l'expérimentation : la représentation des courbes de fissuration en termes de ΔK_{eff} permet d'éliminer l'effet du rapport de charge comme on peut l'observer sur la Figure II-13 ; ΔK_{eff} désigne l'amplitude efficace du facteur d'intensité des contraintes et correspond ici à la partie efficace du cycle de fatigue (Figure II-14).

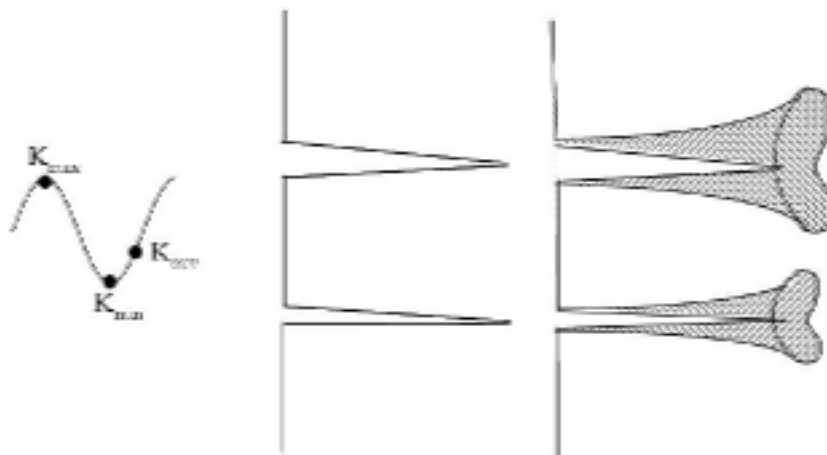


Figure II-12 : Représentation schématique du mécanisme de fermeture induite par la plasticité [Sur82].

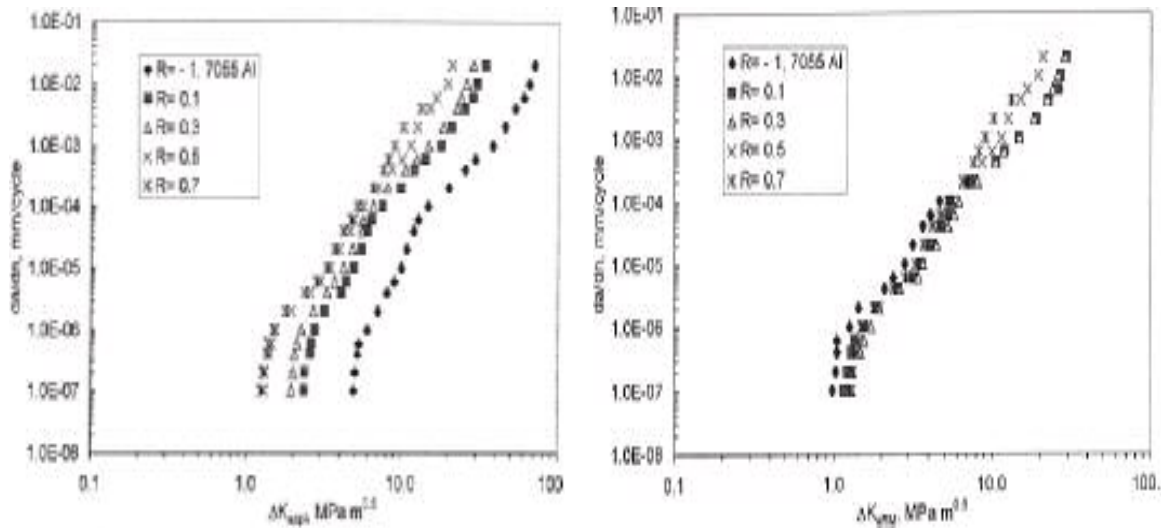


Figure II-13 : Courbes de propagation avant et après la prise en compte de l'effet de fermeture [Kuj01].

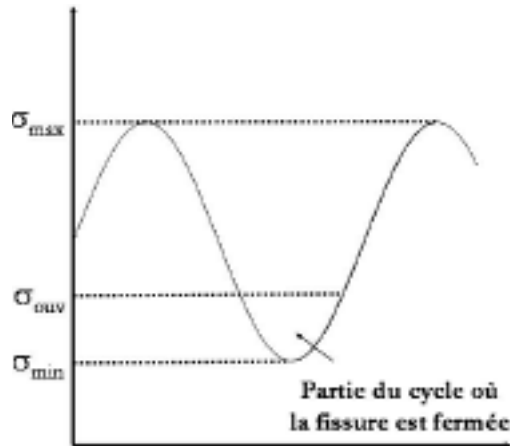


Figure II-14 : Partie efficace d'un cycle de chargement.

La fermeture induite par la plasticité est prédominante aux valeurs élevées de ΔK et dans des conditions de contrainte plane. Dans des conditions de déformation plane, telles que celles rencontrées au voisinage du seuil, il a été observé que la fermeture induite par la plasticité est moins importante.

Pour l'alliage d'aluminium 2124, Elber a trouvé que la fraction efficace de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$ pouvait s'écrire en fonction du rapport R , sous la forme d'une relation empirique linéaire :

$$U = 0,5 + 0,4R$$

Par ailleurs, de nombreuses études mettent l'accent sur d'autres phénomènes expliquant la fermeture/ouverture [Cop91]. Parmi les principaux :

- ❑ fermeture induite par l'oxydation ;
- ❑ fermeture induite par la rugosité de la surface de la fissure.

Nous allons rapidement décrire chacun de ces phénomènes.

II-2-3 Fermeture due à l'oxydation

La deuxième raison invoquée pour expliquer le phénomène de fermeture concerne le dépôt des débris d'oxyde sur les surfaces fraîchement rompues (Figure II-15). Cette couche, dont l'épaisseur peut atteindre le même ordre de grandeur que le déplacement des lèvres en pointe de fissure, empêche la refermeture totale des surfaces fissurées, et par conséquent elles modifient la cinétique de propagation de celle-ci [Cop91].

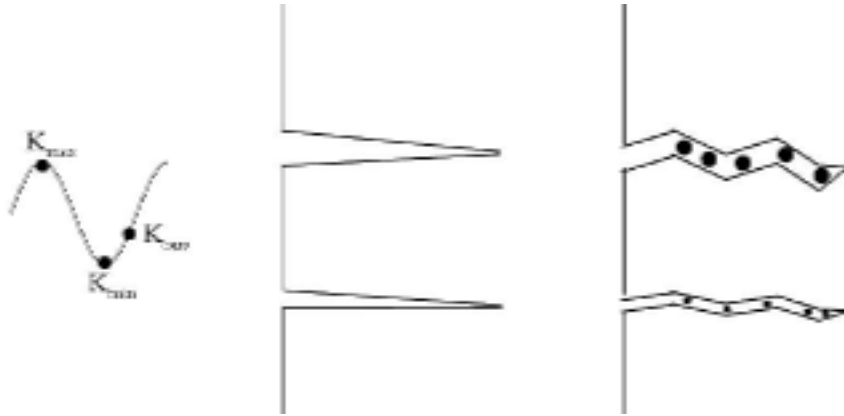


Figure II-15 : Représentation schématique du mécanisme de fermeture induite par l'oxydation [Sur82].

Un nombre important d'études montre que les épaisseurs d'oxyde sont différentes suivant l'environnement pour un rapport de charge donné. Par contre, pour $R = 0,7$ les épaisseurs d'oxyde sont réduites à zéro dans tous les cas. Or, le phénomène de fermeture est pratiquement inexistant à ce rapport (Figure II-13), alors on peut conclure qu'il existe une forte dépendance entre la fermeture de la fissure et l'oxydation des surfaces [Far90].

Plusieurs études ont montré que la fermeture induite par l'oxydation est prédominante au voisinage du seuil de propagation.

II-2-4 Fermeture induite par la rugosité

L'effet de la rugosité des lèvres de fissure s'ajoute aux forces de refermeture de la fissure provenant de la plastification locale à son extrémité et de la formation des oxydes, pour rendre la réouverture impossible en dessous d'une charge suffisante. La rugosité est associée au trajet très tortueux et aux microdéplacements des lèvres de fissure suivant le mode II, ce qui empêche sa refermeture totale à charge nulle (Figure II-16). En effet, les surfaces de rupture n'étant pas rigoureusement lisses, une fermeture prématurée peut intervenir si les lèvres de la fissure perdent leurs coïncidences respectives à la suite d'un glissement des surfaces de l'une par rapport à l'autre. Cet effet est particulièrement accentué aux faibles rapports de charge et près du seuil de propagation car l'ouverture du front de fissure peut être du même ordre de grandeur que la taille de la rugosité de la surface de rupture [Wal79]. De plus, la propagation en stade I, ainsi que près du seuil de fissuration s'effectue selon deux modes : mode I et mode II, ce qui rend particulièrement sensible la propagation de la fissure à la rugosité.

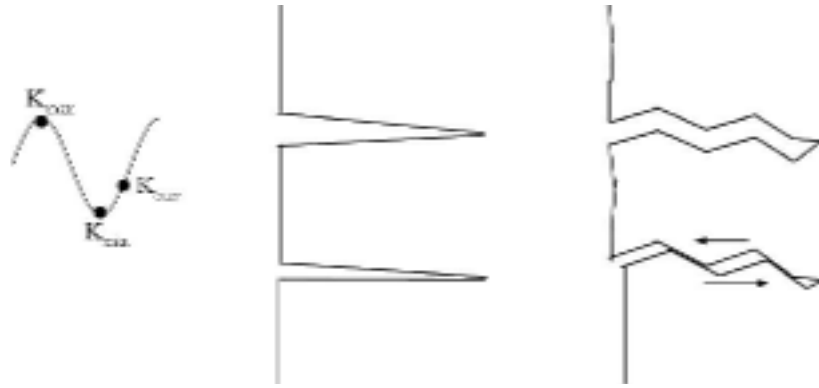


Figure II-16 : Représentation schématique du mécanisme de fermeture induite par la rugosité [Sur82].

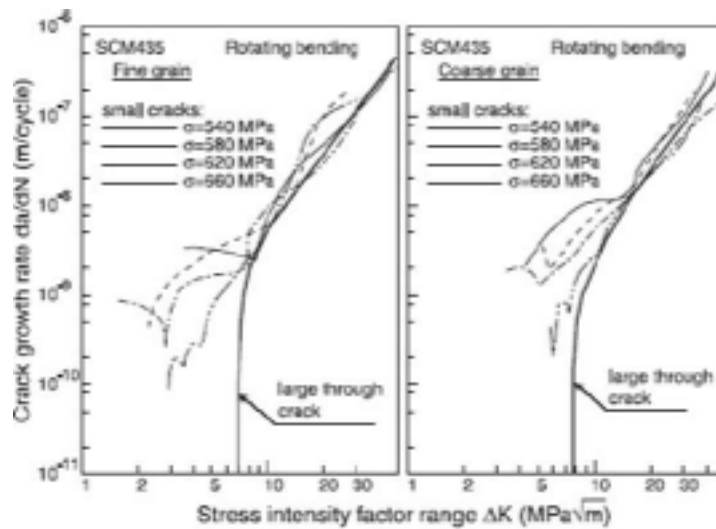


Figure II-17 : Augmentation du seuil avec la taille de grain [Fuj01].

Différentes études de surfaces de rupture, pour plusieurs matériaux possédant des tailles de grains différentes, ont montré que plus la taille de grain est élevée, plus la rugosité de la surface de rupture augmente et donc le niveau d'ouverture de la fissure est élevé. On comprend alors que les métaux à gros grains, induisant des trajets très déviés, présentent des seuils de propagation élevés (Figure II-17). Suite à cette dernière remarque, ajoutons que la fermeture induite par la rugosité est prédominante aux faibles valeurs de ΔK .

II-2-5 Mesure de fermeture

Si le phénomène de fermeture apparaît assez facilement et clairement, il n'en est pas de même pour mesurer sa valeur. On se trouve confronté à plusieurs problèmes, d'abord la précision des moyens expérimentaux employés (extensomètre, jauges de déformation...) mais également la définition même de la contrainte d'ouverture. L'ouverture de la fissure, mesuré par exemple à l'aide d'un extensomètre, donne la courbe charge-déplacement de l'éprouvette fissurée. La charge d'ouverture est celle pour laquelle il n'y a pas plus linéarité entre charge et déplacement. La procédure de mesure est détaillée dans la partie B de ce mémoire.

Il faut noter que la définition de la charge de fermeture néglige la partie de la contrainte pour passer de σ_{min} à σ_{ow} ; or les contraintes situées entre σ_{min} et σ_{ow} contribuent de manière

importante au processus d'endommagement, par la création de bandes de glissement, par la rupture de la couche d'oxyde et le non confinement de la zone plastique [Cop91].

Ainsi, l'influence de la fermeture de fissure dans la région près du seuil des fissures longues est beaucoup plus importante que l'influence de la fermeture de fissure dans la région de propagation à des vitesses plus élevées [Kay96, Oh97] (Figure II-18).

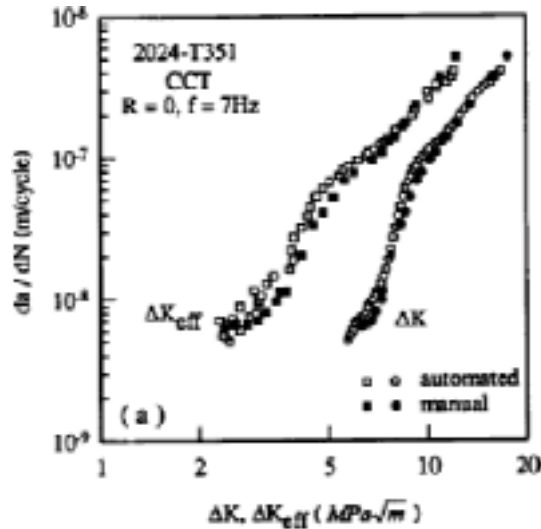


Figure II-18 : Influence de la fermeture [Oh97].

Ce résultat nous empêche alors d'utiliser un modèle constant de fermeture de fissure pour décrire le comportement des fissures longues, comme c'est le cas dans beaucoup de travaux, ce qui entraîne une surestimation. Pour éviter celle-ci, au lieu d'utiliser une valeur constante de fermeture durant tout l'essai, les valeurs réelles de fermeture de fissure pour chaque longueur de fissure doivent être utilisées. Ces valeurs sont déterminées à l'aide de méthodes expérimentales tout au long des différents stades de propagation des fissures longues.

Un nombre considérable de modèles analytiques ou empiriques a été élaboré pour modéliser le comportement de matériaux en fermeture/ouverture. Néanmoins, jusqu'à présent aucune de ces formulations n'est globale et ne peut s'appliquer à un métal autre que celui pour lequel elle a été mise au point.

Nous mentionnerons, à titre d'exemple, le modèle de Kujawski [Kuj01], établi pour les fissures longues dans des alliages d'aluminium, qui a permis d'aboutir aux résultats de la Figure II-13 :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ow} \left[1 + \left(\frac{2}{\pi} - 1 \right) g \right] \text{ avec } g = e^{-\left(\frac{K_{max}}{K_{max, seuil}} - 1 \right)}$$

où $K_{max, seuil}$ désigne le seuil maximal pour un rapport de charge donné.

Par contre, pour les fissures courtes, Kujawski [Kuj01] a conservé le modèle d'Elber et a obtenu des résultats en bonne corrélation entre les fissures courtes et longues pour différents alliages d'aluminium.

D'autres auteurs ont proposé des modèles qui prennent en compte la présence d'un déplacement relatif latéral U_{II} des lèvres de la fissure (mode II local). Cependant, son application pratique s'avère délicate dans la mesure où il est difficile de déterminer expérimentalement la valeur de U_{II} .

II-3 Paramètres influençant la fissuration par fatigue

La connaissance de la résistance à la fissuration par fatigue est nécessaire pour toute structure soumise en service à des chargements cycliques. Puisque, dans la plupart des cas, les pièces comportent des défauts, il est donc important de bien maîtriser leur développement éventuel et de caractériser leur résistance à la fatigue. Dans la suite, nous traiterons les différents paramètres qu'il faut prendre en compte et qui ont une grande influence lors de la fissuration par fatigue.

Plusieurs paramètres mécaniques et microstructuraux influencent la propagation des fissures de fatigue. Cette influence est plus ou moins importante suivant le domaine de fissuration étudié et les conditions d'essais. Ces grandeurs peuvent se regrouper en deux catégories : les paramètres intrinsèques (microstructures, comportement élastoplastique,...) et extrinsèques (rapport de charge, environnement,...). Enfin, il se peut que plusieurs paramètres interagissent.

II-3-1 Influence du rapport de charge

Lorsque le rapport de charge R augmente, la vitesse de fissuration croît pour un même ΔK , mais les courbes $da/dN - \Delta K$ possèdent la même allure [Pet96, Oni86, Zhu00]. Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R plus élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible ; par contre, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale.

Lorsque la vitesse de propagation est représentée en éliminant les contraintes de fermeture ($da/dN - \Delta K_{eff}$), un comportement identique est observé pour les différents rapports de charge comme on l'a déjà observé sur la Figure II-13 : l'utilisation du concept de fermeture permet donc d'éliminer l'influence du niveau moyen de contrainte appliquée (pour plus de détail, voir § II-2 Phénomène de fermeture). Elber proposa de remplacer ΔK par ΔK_{eff} dans la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\Delta K_{eff} \right)^m$$

II-3-2 Influence de l'environnement

On entend généralement par effet de l'environnement l'action du milieu corrosif sur le matériau : air sec ou humide, oxygène, vapeur d'eau, hydrogène... Cet effet se manifeste à la fois sur les durées de vie, sur les vitesses de propagation des fissures et sur les faciès de rupture, comparés à ceux obtenus sous vide ou atmosphère neutre [Mae99]. La fatigue-corrosion est un phénomène d'endommagement qui résulte de l'action combinée d'un milieu agressif et d'une charge cyclique. D'une façon générale, la durée de vie d'une pièce soumise à la fatigue-corrosion est d'autant plus faible que la contrainte est élevée [Du98]. Mais une contrainte faible peut suffire pour faire apparaître le phénomène bien qu'il existe souvent un seuil de non-fissuration. On note que le comportement en propagation des fissures de fatigue-corrosion à faible contrainte dépend aussi bien du temps que des cycles de charge appliqués ; à faibles contraintes d'essai, l'influence de la dépendance vis-à-vis du temps augmente beaucoup puisque la contribution mécanique à la propagation de fissure est relativement faible (c'est la corrosion qui prédomine).

Papakyriacou [Pap00] a remarqué sur quatre matériaux différents (titane, tantale, niobium, Ti-6Al-7Nb) que les propriétés de fatigue se détériorent et les limites d'endurance diminuent de façon significative si les essais sont effectués dans un fluide corrosif au lieu de l'air ambiant.

Les essais de propagation de fissures de fatigue menés sur l'acier AISI 1018 sous chargements à amplitude constante dans différents environnements (eau domestique ordinaire et traitée) montrent que la vitesse de propagation des fissures de fatigue est plus faible pour les échantillons en contact avec l'eau domestique traitée [Ala96].

Dans un alliage d'aluminium 7178-T6, Chubb [Chu95] a montré que la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un milieu humide est supérieure à celle d'un milieu sec. En plus, la corrosion d'exfoliation entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un environnement sec avec un facteur variant de deux à cinq pour des petites valeurs de ΔK . Par contre, il n'y a pas d'effet de la corrosion d'exfoliation aux valeurs élevées de ΔK . La ténacité de l'alliage est légèrement réduite par l'action de la corrosion d'exfoliation à la pointe de la fissure, cette légère réduction est attribuée à la diminution de l'épaisseur du matériau [Chu95]. D'autres études, menées sur des alliages d'aluminium 707, ont montré que le seuil de propagation sous air est plus faible que celui obtenu sous vide [Zeg85], l'action de l'environnement étant attribuée à la fragilisation par l'hydrogène provenant de l'adsorption et de la dissociation des molécules de vapeur d'eau sur les surfaces nouvellement créées par fissuration.

Les observations menées par Wadsworth [Wad58] et Bradshaw [Bra66] sur le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium montrent une accélération de la vitesse de fissuration sous vapeur d'eau et sous atmosphère humide, ce qui ramène à des durées de vie plus faibles que celle sous atmosphère sèche. Les mêmes constatations ont été faites par Demulsant [Dem94] qui a montré que les durées de vie sont plus grandes sous vide que sous air, pour tous les alliages de titane étudiés, ou pour les aciers inoxydables [Lan99].

Pour la plupart des matériaux, la résistance à la fissuration sous vide est, en général, meilleure que sous air, bien que le niveau de fermeture sous air soit plus important que sous vide du fait de l'oxydation des surfaces rompues.

La durée de vie augmente avec la diminution de la température ou à faible charge; par conséquent, la fatigue est plus présente à température élevée qu'à température ambiante [Che00, Zhu00].

En résumé, l'extension d'une fissure dans un milieu corrosif fait l'objet d'une compétition entre deux mécanismes de base : d'un côté, la fragilisation par la présence d'un milieu agressif qui accélère la vitesse de propagation d'une fissure [Eva97] ; de l'autre, le phénomène de fermeture (rugosité et oxydation) qui contribue à la ralentir. En effet, l'effet de fermeture dû à la rugosité peut diminuer les possibilités d'accès en pointe de fissure et ainsi limiter l'effet de la fragilisation. De plus, les dépôts d'oxydes, qui se forment sur les surfaces fraîchement créées, peuvent agir comme des protecteurs, et donc améliorer la résistance à la fragilisation [Far90].

II-3-3 Influence de surcharge

Les structures en service sont soumises à des chargements dont l'amplitude varie le plus souvent au cours du temps. Ces différences de niveaux de cycles de chargement vont entraîner des

conséquences sur la propagation de fissure pouvant conduire à des accélérations ou des ralentissements significatifs. En effet, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarrera qu'après un grand nombre de cycles (Figure II-19). Ce phénomène résulte de la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes. De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si une sous-charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de réparation lors de l'apparition d'une fissure. Toutes les études s'accordent pour confirmer que le retard est une fonction croissante de l'amplitude de surcharge [Ima89, Des96, Tsu96, Ran85].

L'étude menée par Decoopman [Dec99] a montré que le retard occasionnel après surcharge peut être expliqué par une combinaison des mécanismes suivants : les contraintes résiduelles à l'intérieur de la zone plastique, la fermeture induite par la plasticité et la déviation du trajet de la fissure.

Desforges [Des96] a effectué des mesures de contraintes en pointe de fissure après une surcharge par une méthode utilisant la diffraction des rayons X sur un acier E550. Les résultats montrent que les retards observés sur des essais sous chargement d'amplitude variable simplifié (surcharges répétées) sont attribués à une modification du champ de contrainte en pointe de fissure, c'est à dire que les surcharges engendrent des contraintes de compression qui diminuent le niveau de contrainte en pointe de fissure. Mais lorsqu'une sous-charge précède une surcharge, il y a peu d'influence sur le retard provoqué par la surcharge ; dans le cas contraire, il est généralement constaté une réduction de l'effet de retard qui résulte de la surcharge [Des96]. L'effet d'une surcharge appliquée à une fissure créée sous chargement d'amplitude constante se manifeste sous la forme d'un ralentissement ou d'un retard voire même d'un arrêt définitif de la fissure. Il existe une valeur du taux de surcharge (τ_{min}) en dessous de laquelle aucun effet de retard n'est observé et une valeur maximale (τ_{max}) à partir de laquelle un retard devient un blocage définitif [Adi94].

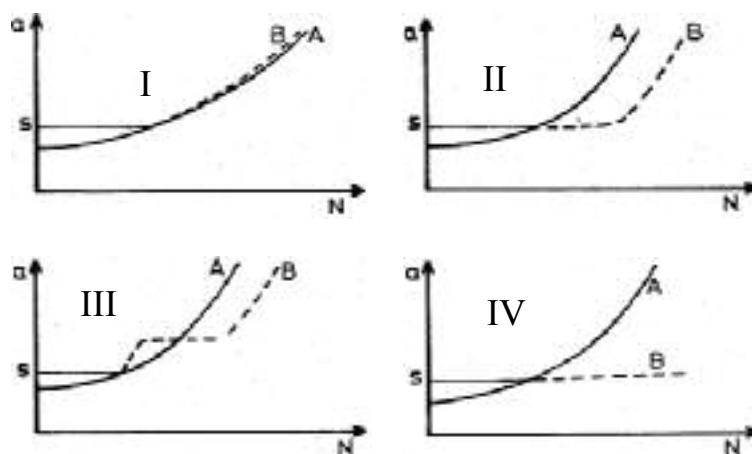


Figure II-19 : Différents types du comportement au retard
I : retard perdu, II : retard, III : retard différé et IV : blocage [Ber76]

Différents travaux ont été effectués pour contribuer à allonger la durée de vie en réparant les fissures existantes observées dans la structure. Les résultats montrent que l'application d'un ou

plusieurs cycles de surcharges conduits à retarder la propagation de la fissure voire à l'arrêter. On peut également trouver des techniques telles que l'infiltration d'une résine ou la création d'un trou en aval de l'extrémité de la fissure.

En résumé, l'application d'une surcharge provoque un retard sur la vitesse de fissuration. En dessous d'une certaine valeur de taux de surcharge τ_{min} , il n'y a pas d'effet retard, et à partir d'une valeur maximale τ_{max} , la fissure peut être complètement bloquée si la surcharge était de traction [Jon73, Des96]. Dans le cas où la surcharge est de compression, la fissure accélère [Oni86].

CHAPITRE III:

FISSURES COURTES

Lors de la fabrication des pièces, celles-ci peuvent contenir des petits défauts de longueur variant entre quelques dizaines et quelques centaines de microns, qui présentent les caractéristiques d'une fissure courte. Les expériences industrielles ont montré que la rupture des pièces en service se produisait souvent par des « petites fissures » qui se développent dans la majorité des cas à partir de défauts propres aux structures et qui se propagent lorsqu'ils sont soumis à des sollicitations cycliques. Il est donc indispensable de bien maîtriser leur croissance, afin de développer des matériaux ayant une bonne tenue à la fatigue, et pour pouvoir prédire les durées de vie de structures en considérant la période d'amorçage et de propagation de ces fissures. Sur les bases de la Mécanique Linéaire de la Rupture (MLR), certains auteurs [Pea75, Zeg88, Zha01, Kru99, Oka99, Rit99, Sin00, Zhu00] ont montré que les fissures courtes se propageaient plus vite que ce que l'on prévoit à partir de la croissance des fissures longues. Ainsi, ni le concept de similitude, ni la plasticité confinée, généralement acceptés en MLR, ne sont vérifiés pour les fissures courtes. *Le concept de similitude* implique que, pour des fissures de tailles différentes soumises à la même intensité de contrainte dans un système matériau – microstructure – environnement donné, les zones plastiques qui se forment à l'extrémité des fissures ont la même taille, les distributions de contraintes et de déformations le long des bordures de ces zones (à l'avant de la fissure) sont identiques et les croissances de fissure Δa devraient être égales.

Un nombre significatif de résultats expérimentaux a été collecté et a montré que lorsque ceux-ci sont tracés dans un diagramme $da/dN - \Delta K$, les fissures courtes croissent plus rapidement que les fissures longues au même niveau de ΔK et se propagent à des niveaux de ΔK inférieurs à la valeur seuil ΔK_{seuil} des fissures longues (Figure III-1), à l'exception de Ritchie qui n'a pas remarqué de propagation de fissures courtes pour des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation des fissures longues [Rit99]. Comme la durée de vie globale est largement influencée par le comportement des faibles vitesses de propagation, la non prise en compte des vitesses élevées des fissures courtes au niveau de ΔK_{seuil} peuvent conduire à des surestimations potentiellement dangereuses des durées de vie [Bha98, Kay96].

III-1 Différents types de fissures courtes

L'évolution des fissures courtes se situe dans un domaine intermédiaire entre le domaine d'amorçage des fissures et le domaine de la propagation des fissures longues, qui s'appuie sur la Mécanique Linéaire de la Rupture. Différents auteurs proposent une définition de la fissure courte reposant sur plusieurs critères [Bat97, Sur84, Lan82, Rit86] : soit comme des fissures de taille comparable en longueur à d'autres paramètres microstructuraux ou des fissures présentant une taille de zone plastique non négligeable, ou simplement géométriquement petite. Nous pouvons les classer selon quatre grandes familles :

- Microstructuralement courtes : qui ont une taille comparable à la taille du grain ;

- ❑ Mécaniquement courtes : qui peuvent être entourées d'une zone plastique dont la taille est comparable ou supérieure à celle de la fissure. Donc la condition de plasticité confinée en fond de fissure n'est plus respectée ($r_p \approx a$) ;
- ❑ Physiquement courtes, où la fissure a un sillage plastique limité et les mécanismes de fermeture n'ont pas pu se développer et la taille reste faible ;
- ❑ Chimiquement courtes pour lesquelles les effets d'environnement pourront être amplifiés même aux faibles profondeurs de fissure (fatigue-corrosion).

Cette difficulté de définir universellement le terme de fissure courte est liée à celle de déterminer une frontière entre les fissures courtes et les fissures longues.

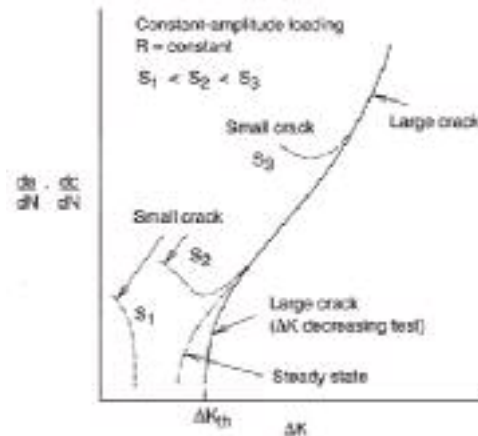


Figure III-1 : Comportement typique de fissures courtes et longues de fatigue [Pea75].

III-2 Longueur seuil de fissure

Plusieurs études ont tenté de déterminer la longueur seuil de fissure a_{seuil} en dessous de laquelle la Mécanique Linéaire de la Rupture n'est plus valable. Cette valeur est estimée approximativement à :

$$a_{seuil} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{seuil}}{2\sigma_D} \right)^2$$

où les grandeurs σ_D (limite d'endurance) et ΔK_{seuil} (seuil de propagation) sont toutes les deux évaluées pour une sollicitation purement alternée ($R = -1$) [Bha98] ; d'autres auteurs ont estimé cette valeur à dix fois la taille des grains. Cependant, la longueur seuil d'amorçage de fissure a_{seuil} manque d'une définition universellement admise.

Kitagawa et Takahashi [Kit76] ont été les premiers à montrer qu'en dessous d'une taille critique de défaut, ΔK_{seuil} décroît avec la longueur de fissure. La Figure III-2 montre la valeur de la contrainte en dessous de laquelle une éprouvette lisse ne rompt plus sous l'effet d'un chargement cyclique.

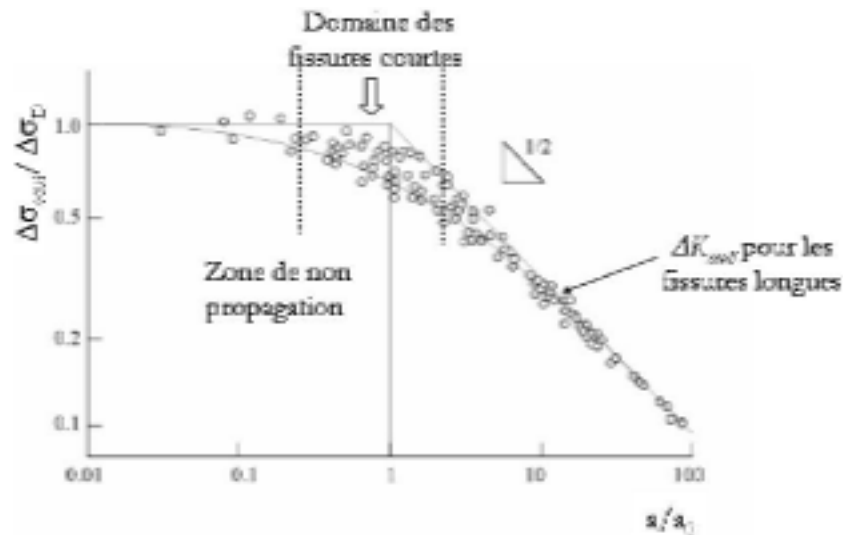


Figure III-2 : Seuil de propagation en fonction de la longueur de fissure pour une large gamme d'alliages [Tan83].

En analysant le diagramme de Kitagawa, Tanaka [Tan83] suggéra que le seuil de propagation soit contrôlé par l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour les fissures longues ($\Delta K \rightarrow \Delta K_{seuil}$) et par la contrainte pour les fissures courtes ($\Delta \sigma \rightarrow \Delta \sigma_{seuil}$). Il proposa alors un modèle selon lequel le seuil de propagation d'une fissure courte, bloquée par un joint de grain, est déterminé par sa capacité à se propager dans un grain adjacent (Figure III-3).

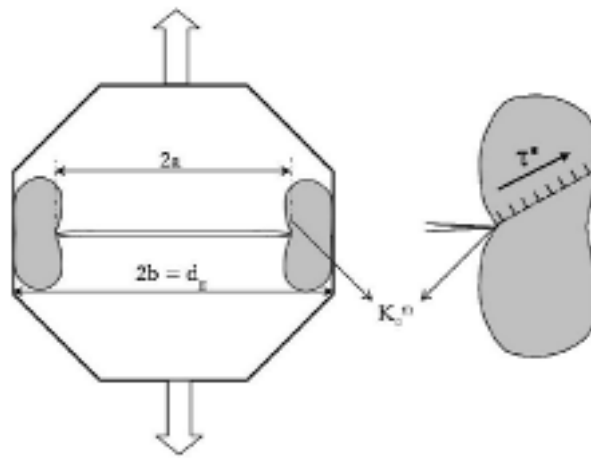


Figure III-3 : Fissure courte dans un grain.

$2a$ est la longueur de la fissure ;

$2b$ est la taille de la fissure augmentée de sa zone plastifiée (r_p) : $2b = 2(a + r_p) = d_g$;

d_g est la taille du grain.

Tanaka définit un facteur d'intensité des contraintes microscopique K_c^m et exprime les conditions de seuil par :

$$\sigma_{seuil} = \frac{K_c^m}{\sqrt{\pi b}} + \frac{2}{\pi} \tau^* a r \cos\left(\frac{a}{b}\right)$$

où τ^* est la scission critique due aux obstacles qui s'opposent au mouvement des dislocations et avec $K_{seuil} = \sigma_{seuil} \sqrt{\pi a}$, on obtient :

$$K_{seuil} = K_c^m \sqrt{\frac{a}{b}} + 2 \sqrt{\frac{a}{\pi}} \tau^* ar \cos\left(\frac{a}{b}\right)$$

Dans le cas des fissures longues, $r_p \ll a$ et donc $a \approx b$, d'où :

$$ar \cos\left(\frac{a}{b}\right) = ar \cos\left(\frac{1}{1 + \frac{r_p}{a}}\right) \approx ar \cos\left(1 - \frac{r_p}{a}\right) \approx \sqrt{\frac{2r_p}{a}}$$

La condition de seuil pour les fissures longues devient donc :

$$K_{seuil}^{FL} = K_c^m + 2 \sqrt{\frac{2r_p}{\pi}} \tau^*$$

La condition de seuil pour les fissures courtes est obtenue en faisant tendre a vers 0 et σ_{seuil} vers σ_D d'où :

$$r_p \approx b \approx d_g / 2 \text{ et } ar \cos\left(\frac{a}{b}\right) = \frac{\pi}{2}$$

Soit finalement :

$$\sigma_D = \tau^* + \frac{K_c^m}{\sqrt{\frac{\pi d_g}{2}}}$$

Dans la suite, nous traiterons des paramètres influençant la propagation des fissures courtes et qui entraînent une telle différence avec le comportement des fissures longues.

III-3 Comportement des fissures courtes en fatigue

Le comportement des fissures en début de la propagation présente principalement deux types de caractéristiques de propagation (Figure III-1). Dans le premier cas, les fissures courtes se propagent à une vitesse non régulière en dessous du seuil (ΔK_{seuil}) des fissures longues [Lan82]. Dans certains cas, si la fissure est une fissure courte secondaire, elle arrête de se propager définitivement, et peut être appelée *fissure courte non propageante*. Si la fissure est une fissure courte principale, elle se propage de manière irrégulière jusqu'à rupture de la pièce. Dans ce deuxième cas, les fissures courtes se propagent avec une vitesse de propagation soit accélérée, soit décélérée dans la région située en dessous du seuil des fissures longues. Cette accélération ou décélération peut être due à l'interruption fréquente de la propagation des fissures courtes au niveau d'obstacles microstructuraux [Cha99]. Dans certains cas, cette décélération continue jusqu'à une vitesse minimale, quasiment nulle appelée *puits de vitesse*. Après avoir franchi cette décélération, les fissures courtes se propagent avec une vitesse accélérée pour rejoindre le comportement des fissures longues [Kay96].

III-4 Différences par rapport aux fissures longues

Toutes les études relatives au comportement des fissures courtes ont mis en évidence une certaine incohérence entre la MLR et le comportement de ces fissures [Zeg88, Cer94, Bat97, Kay96, Cha97, Dav92, Bha98, Gér03, Oni86, Oka99, Car97, Zhu00]. Cette incohérence peut s'expliquer par plusieurs raisons :

- ❑ la propagation initiale des fissures courtes se fait à des niveaux bien inférieurs au ΔK_{seuil} déterminé pour des fissures plus longues, habituellement considéré comme une propriété intrinsèque pour un matériau donné sollicité dans des conditions données. Quand les fissures courtes se propagent, leurs vitesses de propagation tendent à s'approcher des vitesses des fissures longues, et la bande de dispersion tend à se rétrécir. Ce qui signifie que le comportement des fissures courtes change alors en un comportement de fissure longue ;
- ❑ la vitesse de propagation des fissures courtes est beaucoup plus élevée que celle des fissures longues, pour un même ΔK appliqué ;
- ❑ il arrive que la vitesse de propagation des fissures courtes diminue ou s'annule et devienne ce que l'on désigne des fissures non propageantes. Ce phénomène est en désaccord avec la MLR car, à amplitude de charge constante, la valeur de ΔK appliquée à l'extrémité de la fissure augmente avec la longueur de fissure. Les interactions d'une fissure courte avec des obstacles microstructuraux qui peuvent ralentir sa progression, ne peuvent être prises en compte par la MLR qui suppose le milieu homogène et isotrope avec un comportement linéaire élastique.

Ces constatations impliquent qu'il existe une limitation du concept de similitude généralement admis en Mécanique Linéaire de la Rupture.

A la vue de ces différences, il est clair que les seuils associés aux fissures courtes et aux fissures longues de fatigue sont différents contrairement aux arguments classiques de la Mécanique Linéaire de la Rupture selon lesquels ΔK_{seuil} est indépendant de la longueur de fissure. Ce résultat est bien développé par Kitagawa et Takahashi [Kit76, Kit85] qui ont montré qu'en dessous d'une taille critique de défaut, le seuil en termes de ΔK (ΔK_{seuil}) décroît avec la longueur de la fissure, alors que le seuil en contrainte ($\Delta \sigma_{seuil}$) croît et tend vers la limite d'endurance $\Delta \sigma_D$ (Figure III-2). Cette taille critique de défaut dépend de facteurs mécaniques et microstructuraux [Tay89, Mil82, Mil93].

III-5 Explications du comportement des fissures courtes

Lorsqu'une fissure de grande taille traverse le matériau, elle se propage en ignorant les hétérogénéités. Mais lorsque la taille d'une petite fissure est comparable à la taille de quelques grains, l'influence de la microstructure est significative dans les premières étapes de propagation et son avancée est sensible à l'anisotropie locale du matériau [Mur00]. Les résultats expérimentaux liés à l'amorçage en début de propagation ont montré, pour une large gamme de matériaux, que les fissures courtes naturelles s'amorcent en surface, soit au niveau d'inclusions ou de porosités, soit près des joints de grains [Mul79].

Puisque les petites fissures ont un sillage plastique plus faible que celui des fissures longues, la valeur de la contrainte nécessaire pour ouvrir la fissure sera plus faible que la contrainte d'ouverture nécessaire pour une fissure longue. En d'autres termes, le facteur d'intensité de

contrainte ΔK_{eff} pour les fissures courtes sera plus grand que celui des fissures longues, ce qui entraînera une vitesse de propagation de fissures courtes plus élevée. L'absence d'un seuil pour les fissures courtes indique que le seuil de fissure longue n'est probablement pas une propriété intrinsèque du matériau, mais plutôt un artifice introduit par la fermeture de fissure et induit par la méthodologie utilisée pour déterminer le seuil de non propagation des fissures longues [Cha97]. Les courbes de propagation confirment cette tendance (Figure II-17 et Figure III-1).

Pour expliquer ce comportement spécifique des fissures courtes, plusieurs chercheurs ont proposé différentes hypothèses.

III-5-1 Effet de la microstructure

Des études [Kay96, Lan82, Boy99, Sad97, Zha00, Mil86, Mor81, Cer94, Mil85] ont justifié les décélérations ou les arrêts de fissures observés en surface par les interactions avec la microstructure notamment avec les joints de grains ou les inclusions. En effet, après amorçage d'une fissure, la phase de propagation commence, mais dès que la fissure s'approche d'un défaut (joint de grain, inclusion,...), sa vitesse peut chuter. Si la charge appliquée n'est pas suffisante pour franchir les grains voisins, la fissure s'arrête. Par contre, si la fissure réussit à se propager dans les grains voisins, son comportement change, à une taille donnée, en un comportement de fissure longue. Des observations caractéristiques de joints de grains, faisant obstacles à la propagation des fissures courtes, ont été effectuées pour différents matériaux ; par exemple, dans un acier de structure ferrito-perlitique [Mil86], la ferrite est facilement franchissable tandis que la perlite constitue une barrière à la propagation. Pour Keiro [Kei86], les joints de grains jouent un rôle d'obstacle à la propagation de la fissure pour une longueur inférieure à trois fois le diamètre du grain, et peuvent entraîner une décélération voire l'arrêt définitif de la propagation de la fissure. L'influence du joint de grain cesse lorsque la longueur de fissure devient supérieure à trois fois le diamètre de grain. Lors d'essais réalisés sur un alliage d'aluminium 6061-T651, Carlson [Car97] a remarqué que l'arrêt des fissures courtes de coin s'effectue pour des longueurs de l'ordre de la taille de grains, alors il a pu confirmer que les joints de grains représentaient de vraies barrières à la propagation des fissures courtes. D'autres travaux [Soe91] ont montré que l'arrêt ou le retard de la fissure courte est dû au changement de plan cristallographique d'un grain à l'autre au cours de la propagation.

Pour d'autres auteurs [Lan85], le comportement spécifique des fissures courtes par rapport aux fissures longues est lié d'une part à la valeur relative du rapport entre la taille de la zone plastique et celle de la fissure, et d'autre part entre la taille de la fissure et celle du paramètre microstructural (taille de grain...). L'étude a montré que la convergence entre les fissures longues et courtes aurait lieu pour une taille critique de fissure de l'ordre de dix fois la taille de grain [Tay81].

Un nombre important de résultats obtenus empiriquement montrent que l'effet de fissure courte n'est pas influencé de manière significative par le type d'orientation d'éprouvette (S-L et orientation T-L). Ce qui signifie que l'orientation de découpe de l'éprouvette (ou l'orientation des inclusions) n'a pas d'influence significative sur les différences entre la propagation de fissures courtes et longues. L'étude réalisée par Chen [Che96(2)], sur la propagation des fissures dans un alliage Al-Li 8090 au voisinage du seuil et de la région des faibles ΔK pour un rapport $R=0,5$, a montré que les vitesses de propagation dans l'orientation S-L et l'orientation T-L sont similaires pour les essais à l'air sec.

Une étude faite par Tokaji [Tok96] montre qu'il n'y a pas d'influence du traitement thermique sur la propagation des fissures courtes de fatigue pour un alliage de titane Ti-15Mo-5Zr-3Al avec trois différentes microstructures préparées à 735°C (STA735), 850°C (STA850) et 1000°C (STA1000).

Malgré toutes ces observations qui convergent vers la même conclusion, c'est-à-dire l'existence d'arrêt de quelques fissures, elles ne permettent pas de voir s'il s'agit d'un arrêt global de la fissure ou au contraire d'une progression dans une autre direction.

III-5-2 Effet d'entaille

L'effet de la plasticité créée par l'entaille peut aussi expliquer les différences de comportement entre fissures courtes et longues [Cer94, Smi78]. En effet, lorsque la fissure se trouve englobée par sa propre zone plastique et celle de l'entaille, sa vitesse de propagation diminue. Cette configuration de chargement conduit à des contraintes résiduelles de compression qui ralentissent la fissuration. Dès que la fissure atteint l'extrémité de la zone plastique de l'entaille, elle croît d'une façon « normale » sous le contrôle de sa propre zone plastique.

Chapetti et al. [Cha99] ont montré sur un acier doux (0,18%C) que la nucléation et la propagation de fissures courtes résultent de deux phénomènes, à savoir : la charge extérieure et l'énergie élastique libérée à partir de la zone localisée près du fond de fissure. La source locale d'énergie est définie comme l'énergie de déformation emmagasinée sous la forme d'un champ de contraintes internes généré par la déformation plastique cyclique. Dans un matériau sans concentrateurs inhérents de contrainte, le développement de ces zones de localisation de la déformation résulte d'une instabilité microstructurale après un nombre suffisant de cycles de déformation. Un exemple de ce phénomène est la formation des bandes de glissement persistantes (PSB). La valeur de la force locale d'extension de fissure est initialement élevée et décroît rapidement lorsque l'énergie emmagasinée dans le champ de contrainte interne est utilisée lors de la propagation de fissure. De son côté, la force extérieure d'extension de fissure croît avec la propagation de fissure et est donnée par l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} . Dans le régime de fissure microstructuralement courte (c'est-à-dire pour des longueurs de fissure du même ordre de grandeur qu'une dimension microstructurale caractéristique), la force locale d'extension de fissure prédomine. Si le champ de force d'extension est approprié mais avec une variation insuffisante pour surmonter les obstacles microstructuraux, une fissure amorcée peut éventuellement s'arrêter de croître. Cependant, une déformation cyclique continue peut régénérer le champ local en bout de fissure (où les contraintes et les déformations sont élevées) et donc, si la force extérieure d'extension est suffisante pour favoriser une croissance ultérieure, la fissure pourrait croître jusqu'à atteindre la taille à laquelle la contribution de la force extérieure d'extension prédomine.

Pour Sadananda [Sad97], la différence de comportement entre fissures courtes et fissures longues est due à l'influence des contraintes internes. Ces efforts internes sont liés à la présence de congé ou de tout autre concentration de contraintes. Sans la présence de ces contraintes, les fissures ne peuvent pas s'amorcer ; par exemple, la présence d'intrusions et extrusions le long des bandes de glissements produit des efforts internes entraînant une concentration de contrainte nécessaire à l'amorçage des fissures. La décélération des fissures courtes est liée à la diminution rapide des contraintes internes. Ces résultats ont permis de reformuler le concept de similitude sous la forme suivante : des forces égales appliquées à la pointe de fissure entraînent des vitesses de propagation égales si les mécanismes de croissance demeurent les mêmes.

III-5-3 Effet de la fermeture

La fermeture de fissure causée par la rugosité de la surface de rupture et d'autres mécanismes secondaires dans le sillage plastique de la fissure peut affecter de manière significative le comportement des fissures longues. Cependant, en raison de l'absence de sillage de taille significative, l'effet de fermeture serait moindre ou négligeable dans le cas des fissures courtes [Kay96].

Les différences de comportement entre fissures courtes et longues pourraient être expliquées par l'absence initiale de phénomène de fermeture pour les fissures courtes [Cer94, Sch81, Zhu00]. L'application du modèle de fermeture de fissure à travers l'utilisation de ΔK_{eff} pour les fissures longues laisse apparaître une quasi-similitude entre les comportements des fissures courtes et des fissures longues en réduisant la différence entre leurs vitesses de propagation [Cop91, Zeg88, Bin98, Sur84, Cos97]. Cependant, il n'y a pas de similitude dans la région précédant le seuil des fissures longues, puisque les fissures courtes s'amorcent et se propagent encore en dessous des valeurs du ΔK_{seuil} des fissures longues.

Morris et al. [Mor80, Mor83] ont expliqué ce comportement en termes de deux facteurs. Tout d'abord, une augmentation de la contrainte de fermeture, au moment où la fissure se propage, conduit à une diminution de la vitesse de propagation. L'arrêt de fissure est, quant à lui, expliqué par le fait que la zone plastique à son extrémité n'a pas atteint un niveau de plastification critique pour franchir les grains suivants.

James et Morris [Mor83(2)] ont mesuré la variation de fermeture avec la longueur fissurée dans des alliages de titane et ont conclu que la fermeture diminue pour des longueurs inférieures à 150 μm . Ces résultats ont permis de conclure que les fissures courtes subissent une force locale plus élevée que les fissures longues, ce qui conduit à des vitesses de propagation plus élevées. Le concept de fermeture de fissure est alors utilisé pour corrélérer le comportement des fissures courtes et longues de fatigue.

Selon Kruzic [Kru99], les fissures courtes, qui se propagent pour des valeurs inférieures au seuil de fissures longues, ont une longueur de l'ordre de 600 μm , mais après correction de la courbe, les deux comportements coïncident pour une longueur de fissure supérieure à 300 μm .

Ravichandran [Rav96], pour expliquer les différences de vitesse entre fissures courtes et fissures longues pour deux alliages de titane Ti-24Al-11Nb et Ti-25Al-17Nb-1Mo, a mis en évidence la très faible influence du phénomène de fermeture pour les fissures courtes.

Cette hypothèse (absence de fermeture pour les fissures courtes) doit être prise avec beaucoup de réserve (à cause de la faible précision des méthodes de mesure de σ_{ov}) car nous ne pouvons pas être sûrs que la fermeture soit la cause unique de différence de comportement entre fissures longues et courtes. D'autres phénomènes, autres que la fermeture, peuvent intervenir mais leurs mesures se trouvent englobées dans l'imprécision liée à la mesure de la fermeture.

III-5-4 Effet de l'environnement

D'après les résultats liés à la propagation, sous azote et sous vide, de fissures courtes « naturelles » obtenues initialement à l'air, les valeurs des seuils de propagation sont environ deux fois plus élevées sous vide que sous air ; ainsi, la fissure se propage sous azote pour un ΔK initial inférieur à celui pour lequel la fissuration a été détectée sous vide [Zeg88].

L'environnement accélère la propagation des fissures courtes [Men86, Zeg88]. Gangloff [Gan85] a comparé la propagation sous vide et sous air d'un acier et a conclu qu'il n'y a pas d'effet de fissure courte sous vide pour des longueurs supérieures à 100 μm . Sous air en revanche, les fissures courtes se propagent plus vite à faible ΔK . Dans un alliage de cuivre, Mendez et al. [Men86] ont remarqué que les durées de vie sous vide sont six fois supérieures en comparaison avec l'air.

Les résultats obtenus par Cortie [Cor95] sur un acier inoxydable 304 confirment qu'aux faibles valeurs de ΔK le mécanisme de fissuration dans l'eau pasteurisée n'est pas le même qu'à l'air. Mais il apparaît que, pour les valeurs de ΔK supérieures à 30 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de propagation de fissures est comprise dans la bande de dispersion prévue pour la fatigue dans l'air. La fissuration dans l'environnement pasteurisé a été très similaire à celle produite dans l'eau distillée.

La vapeur d'eau affecte principalement l'amorçage de fissure dans des alliages de Ti et plutôt la propagation dans un acier inoxydable 316L. Dans la plupart des alliages de titane, comme c'est également le cas pour l'acier 316L, la vapeur d'eau affecte de manière significative la capacité de résistance à la fissuration par fatigue [Men99].

Dans une solution de 3,5% de NaCl et pendant 360 h, la durée de vie à l'amorçage d'une fissure dans un alliage d'aluminium a été divisée par trois par rapport aux essais de fatigue sous air et le seuil d'apparition d'une fissure est réduit d'environ 50% [Pao00].

Le comportement des fissures courtes de fatigue près du seuil de non propagation est observé à température ambiante dans l'air comme sous vide pour un alliage de titane Ti6246. Ce phénomène est observé également à 500°C dans l'air, mais pas sous vide, et la vitesse de propagation est dix fois plus lente qu'à la température ambiante [Sar99].

III-5-5 Forme de fissures

D'autres études montrent que l'hypothèse d'un front de fissure stable pour des petites longueurs de fissures en surface ne peut pas être appliquée. En effet, les valeurs du rapport a/c (profondeur/longueur en surface) peuvent varier. Cet aspect tridimensionnel peut être responsable du comportement particulier (décroissance des vitesses) des fissures courtes. En effet, au début de la propagation le front de la fissure n'étant pas à l'équilibre, les vitesses de fissuration diminuent jusqu'à ce que la fissure adopte une forme stable [Far90]. D'autres auteurs [Gra92, Ped88] estiment que la décélération des fissures courtes résulte de l'effet de déviation lié au changement d'orientation des bandes de glissement.

III-5-6 Interactions de fissures

Kaynak et al. [Kay96] ont observé que dans le cas de fissures multiples dans un acier En7A, plus les fissures s'approchent l'une de l'autre, plus chacune peut influencer la vitesse de propagation de l'autre par des effets de décharge réciproque. Ils ont expliqué le ralentissement et même l'arrêt de certaines fissures par l'influence liée à la présence de fissures plus longues et plus rapides, ou tout simplement par un phénomène d'interaction entre fissures [Con03]. Ces résultats ont été confirmés par Jiang [Jia91(2)] qui a montré que la présence de deux fissures de tailles différentes conduit à une forte diminution du facteur d'intensité de contrainte de la fissure la plus petite, mais plus les deux fissures sont proches plus l'influence entre les deux est forte, ce qui entraîne alors une diminution du facteur d'intensité de contrainte. Ces conclusions, après

calculs par éléments finis, ont montré que l'influence entre deux fissures devient négligeable lorsque le rapport entre les longueurs des deux fissures est supérieur à 2,5.

Pour Wu [Wu98], la différence entre le comportement des fissures courtes et celui prédit sur la base des fissures longues est due aux coalescences de plusieurs fissures, ce qui donne un comportement spécifique des fissures courtes au début du stade de propagation.

III-6 Quelques modèles

Il est de plus en plus couramment admis que la vitesse de propagation des fissures courtes de fatigue dépasse de manière générale celle des fissures longues soumises au même facteur d'intensité de contrainte. De même, malgré les diverses études consacrées aux fissures courtes, il n'existe toujours pas de formulation unique qui décrit le comportement des fissures courtes. Les diverses approches, trouvées dans la littérature, montrent la difficulté d'avoir un modèle universel. En effet, les formulations proposées, numériques ou empiriques, font intervenir des paramètres qui sont généralement appliqués à un matériau, à un type de chargement et à une géométrie de fissure donnés. L'intégration des lois de propagation permet de déterminer les durées de vie. Ce calcul doit prendre en compte des longueurs de fissure allant de la taille du défaut initial jusqu'à la taille critique. Mais les lois de fissuration, établies pour des fissures longues, ne s'appliquent plus lorsqu'il s'agit de fissures courtes. Cependant, la prise en compte de la période de propagation des fissures courtes dans la vie de la structure peut s'avérer indispensable.

Dans son modèle, Hobson et al. [Hob86] a considéré que la vitesse de propagation d'une fissure de longueur quelconque peut être calculée comme la somme de deux contributions. La première contribution est applicable aux fissures courtes et prédit le ralentissement de la fissure en approchant une barrière microstructurale :

$$\frac{da}{dN} = B_1 (\Delta S)^m (d - a) \text{ pour } a < d$$

La deuxième contribution est applicable aux fissures longues et prédit l'accélération de la fissure :

$$\frac{da}{dN} = B_1 (\Delta \varepsilon)^n a - B_3 \text{ pour } a > d$$

où B_1 , B_2 , B_3 , m et n sont des constantes empiriques; d = écartement des barrières microstructurales, et ΔS et $\Delta \varepsilon$ les amplitudes de contrainte et déformation nominales.

Dans le modèle proposé par Kaynak [Kay96(2)], la durée de vie totale en fatigue est supposée être égale à la somme de la durée de propagation des fissures courtes et de la durée de propagation des fissures longues. Ces durées sont obtenues en intégrant deux lois de propagation différentes relatives respectivement aux fissures courtes et aux fissures longues :

$$N_{tot} = N_{FC} + N_{FL} = \int_{a_i}^{a_{FC}} \frac{da}{C_{FC} \Delta K^{m_{FC}}} + \int_{a_{FC}}^{a_f} \frac{da}{C_{FL} \Delta K^{m_{FL}}}$$

La taille limite supérieure de fissure courte entre N_{FC} et N_{FL} a été notée a_{FC} , et dans cette étude elle a été choisie égale à 1 mm, ce qui signifie que les fissures ayant des longueurs comprises

entre la taille initiale a_i et 1 mm se comportent comme des fissures courtes, alors qu'au-delà d'un millimètre, elles se comportent comme des fissures longues. Les durées de propagation prenant en compte les fissures courtes sont plus faibles de plus d'un ordre de grandeur que les durées calculées à partir des résultats issus des fissures longues. Cette affirmation reste valable lorsque a_i est plus faible que 1 mm, alors qu'au-dessus de 1 mm, les durées de propagation de fissures sont les mêmes. Les principales conclusions issues de l'étude de Kaynak [Kay96(2)] sont les suivantes : pour des tailles initiales de fissures supérieures à 1 mm, les résultats de fissures courtes n'influencent pas les calculs de durées de vie. Par conséquent, les analyses courantes de tolérance au dommage (c'est-à-dire utilisant $a_i > 1$ mm) ne seraient pas influencées par l'effet de fissure courte. Les résultats des fissures longues ne peuvent pas être clairement utilisés dans les analyses qui traitent des premiers stades de propagation (c'est-à-dire $a_i < 1$ mm), parce qu'ils conduisent à des durées de vie calculées beaucoup plus élevées que les durées de vie issues des essais. Cependant, les durées de vie mesurées sont en bon accord avec les durées de vie calculées en utilisant à la fois les résultats de fissures courtes et longues.

Chan et Lankford [Cha83] proposent une correction de ΔK dans la loi de Paris pour l'appliquer aux fissures courtes à partir d'un critère de cumul de dommage linéaire :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n \left[1 - k(\phi) \left(\frac{d-2z}{d} \right)^m \right]$$

C , n et m sont des constantes ; d = taille de grain ; $2z$ = distance entre la pointe de fissure et le prochain joint de grain.

$k(\phi)$ varie depuis 0 quand il n'y a pas de restriction jusqu'à 1 quand la fissure s'arrête au joint de grain.

Miller [Mil97] a proposé un modèle fondé sur trois expressions applicable chacune pour une longueur de fissure donnée :

- Pour les *fissures microstructuralement courtes* de longueur inférieure à la taille d d'un grain, application de la mécanique microstructurale de la rupture ($a/r_p < 1$) :

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta \gamma)^\alpha (d - a)$$

- Pour les *fissures courtes* de taille comprises entre d et $10d$, application de la mécanique non linéaire de la rupture :

$$\frac{da}{dN} = B (\Delta \gamma)^\beta a - D$$

- Pour les *fissures longues*, application de la MLR ($a/r_p \gg 1$) :

$$\frac{da}{dN} = C \left[\Delta \gamma (\pi a)^{1/2} \right]^n$$

où A , B , C , D , β , et n sont des constantes du matériau. $\Delta \gamma$ désigne l'amplitude de déformation de cisaillement plastique et a la longueur de fissure.

PARTIE B :
TECHNIQUES
EXPERIMENTALES

Le but de cette partie du mémoire est de présenter les méthodes expérimentales employées pour caractériser la propagation des fissures de fatigue courtes et longues dans l'acier S355NL utilisé dans la construction navale. Les résultats issus de ces techniques permettront de prédire la tolérance au dommage de l'acier S355NL et de comparer le comportement des fissures courtes et longues en tenant compte des conditions de sollicitation (plusieurs rapports de charge R, blocs et spectres de chargement issus d'enregistrements sur des bâtiments de surface) et des effets de fermeture.

L'étude de la propagation de fissures longues, et plus particulièrement la détermination du seuil de non fissuration par la procédure de seuil normalisée, a été réalisée sur des éprouvettes en forme de plaque avec entaille latérale usinée par électroérosion. Pour les essais portant sur l'étude des fissures courtes, des éprouvettes parallélépipédiques avec un congé circulaire ont été utilisées. La détection et le suivi des microfissures ont été réalisés avec deux méthodes : réplique plastique et microscope optique à longue distance focale. Les mesures de fermeture ont été effectuées à l'aide d'un extensomètre et de jauges de déformation.

Avant de présenter les résultats de propagation des fissures de fatigue en fonction des différents chargements utilisés, nous commencerons par une étude générale des propriétés mécaniques et microstructurales de l'acier en question, suivie d'une description des éprouvettes et du dispositif expérimental ayant permis de réaliser ces essais. Enfin, le déroulement des essais suivant différents chargements sera présenté.

CHAPITRE IV:

CARACTERISATION DU MATERIAU

IV-1 Matériau et composition chimique

Nous avons débuté cette étude par une analyse microstructurale du matériau puis, nous avons étudié les caractéristiques mécaniques statiques de l'acier *S355NL*. Le matériau sur lequel porte ce travail nous a été fourni par DCN Lorient sous la forme d'une tôle grenillée peinte d'épaisseur 12 mm. Il s'agit d'un acier normalisé à grains fins laminé à chaud et destiné à la construction soudable. Sa limite d'élasticité minimale est de 355 MPa.

Le *grenillage* consiste à projeter un abrasif, plus couramment de type métallique, dont la forme, la dureté et la vitesse de projection vont être adaptées au travail à effectuer et au résultat à obtenir. L'abrasif est souvent métallique, mais peut aussi être d'autre nature telle que la silice, le corindon, des billes de verre, un média plastique, la glace carbonique, ... Dans ce cas, le procédé est communément appelé *sablage*. Cette opération entraîne l'apparition de contraintes résiduelles de compression qui tendent à diminuer la contrainte moyenne liée à la sollicitation de fatigue. Le grenillage a donc un effet très bénéfique sur la résistance à la fatigue.

Compte tenu de l'interaction forte qui existe entre la propagation des fissures courtes et la microstructure du matériau, nous avons tout d'abord réalisé une étude microstructurale de celui-ci. Cet acier à bas carbone possède la composition nominale suivante (Tableau IV-1) :

Composition	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	Cu	Ni
Pourcentage massique (%)	0,11	1,46	0,016	0,01	0,44	0,041	0,02	0,01	0,01

Tableau IV-1 : Composition chimique de l'acier S355NL [DCN].

Il s'agit d'un acier au manganèse à structure ferrito-perlitique.

IV-2 Microstructure et précipités

Afin de réaliser l'étude microstructurale de ce matériau par examen micrographique, nous avons effectué plusieurs prélèvements suivant les directions transverse et longitudinale avec repérage du sens de l'échantillon et marquage. Les prélèvements ont été effectués avec soin et sans échauffement. Puis, chaque échantillon découpé est poli à l'aide de papiers abrasifs humides de plus en plus fins (grade 180-800) suivi d'un polissage à la pâte diamantée de 9, 3 et 1 μm . L'analyse micrographique de l'acier *S355NL*, réalisée à l'aide d'un microscope optique (MO), a été effectuée après attaque chimique au moyen de réactif Nital (95% alcool + 2 à 5% acide nitrique). Comme premier résultat, nous avons comparé les images suivant les différentes orientations pour plusieurs grossissements (x100, x500, x800 et x1000), nous n'avons alors trouvé aucune différence notable dans l'orientation et la forme des grains entre les divers prélèvements (Figure IV-1). Puis, en appliquant les recommandations de la norme AFNOR [NF

A04-102] et en comparant une image réalisée à grossissement $G = 100$ à une série d'images types, nous avons pu déterminer l'indice de grain, celui-ci est de VIII : ce qui correspond à une taille moyenne de grain de l'ordre de $15 \mu\text{m}$. Les plus gros grains ont cependant une taille d'environ $60 \mu\text{m}$.

Des observations ont également été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) afin de visualiser les joints de grains et d'effectuer un examen complet des différents composants constitutifs du matériau, notamment des inclusions. Les analyses au MEB montrent la présence de rares inclusions d'une taille comprise entre 2 et $5 \mu\text{m}$. Ces examens permettent de suggérer que ces inclusions soient du type : MnS et FeMnO (Figure IV-2). La Figure IV-3 présente un exemple des résultats de l'analyse des spectres en pourcentage massique des deux inclusions de la Figure IV-2.

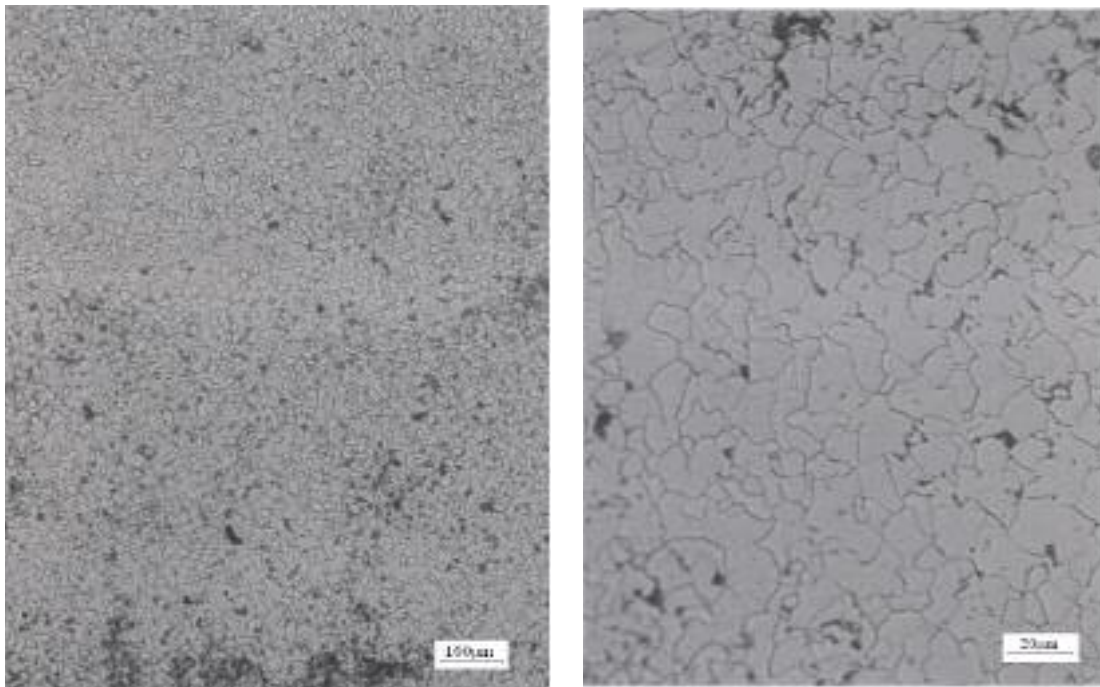


Figure IV-1 : Microstructure de l'acier S355NL observée au microscope optique avec deux grossissements ($G = 100$ et 500)

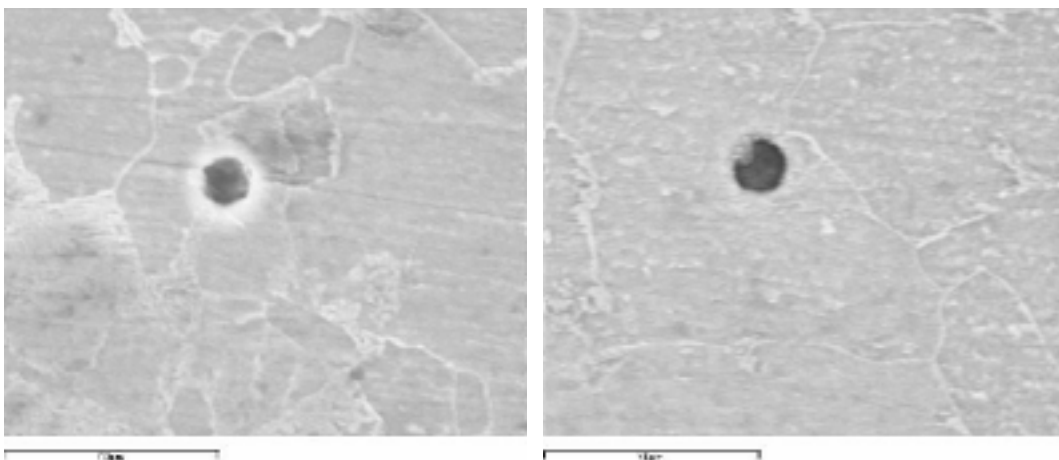
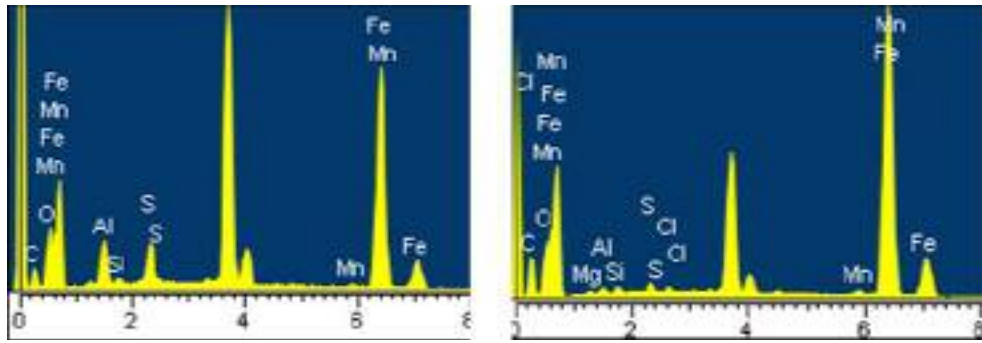


Figure IV-2 : Observations d'inclusions au microscope électronique à balayage (MEB).



Spectre	C	O	Mg	Al	Si	S	Cl	Mn	Fe	Total
Spectre 1	12.41	7.08	0.49	0.71	0.75	1.29	0.53	5.91	70.82	100
Spectre 2	8.39	8.76	-	5.39	0.67	6.94	-	5.15	64.69	100

Figure IV-3 : Composition chimique des inclusions (analyse au MEB).

IV-3 Caractéristiques mécaniques

Les principales caractéristiques mécaniques de l'acier *S355NL* ont été déterminées par des essais de traction réalisés à l'aide d'une machine de traction uniaxiale de type UTS200 (capacité 200 kN) commandée par un PC. Le pilotage s'effectue à vitesse de déplacement imposée et constante.

IV-3-1 Eprouvettes de traction

La tôle en acier *S355NL*, grenillée et peinte, fournie par DCN Lorient a tout d'abord été mise sous la forme de tôles de 400 x 400 mm². Des éprouvettes de traction ont alors été systématiquement prélevées à mi-épaisseur de cette tôle dans le sens du laminage. Après usinage, elles ont de plus été rectifiées afin de disposer d'un bon état de surface. De forme géométrique indiquée sur la Figure V-4, elles ont une longueur utile de 50 mm, une largeur de 10 mm et une épaisseur de 5 mm. Quatre essais de traction uniaxiale ont été réalisés afin de s'assurer d'une bonne reproductibilité des résultats (Annexe 2).

Le système d'acquisition des données utilise une carte IEEE qui permet l'enregistrement de l'allongement de l'extensomètre, du signal de force produit par la cellule de charge et du déplacement de la traverse. Il permet ainsi de suivre en temps réel l'évolution de l'essai. Les données saisies par l'utilisateur avant l'essai sont la forme et les dimensions de l'éprouvette, les paramètres d'acquisition et la précharge quand il y a lieu. Les mesures sont effectuées à l'aide d'un extensomètre à lames fixé à l'éprouvette par des couteaux. L'écartement de ces couteaux est choisi égal à la longueur utile des éprouvettes (50 mm) et un soin particulier a été apporté durant la préparation de l'essai afin d'éviter la création de sites de concentration de contraintes sur la longueur utile de l'éprouvette. L'essai est validé lorsque la rupture se produit en milieu d'échantillon.

IV-3-2 Courbe de traction conventionnelle

La courbe de traction est dite *conventionnelle* lorsque l'on rapporte respectivement les mesures de force et d'allongement aux valeurs initiales de l'aire de la section S_0 et de la longueur L_0 de l'éprouvette. Ainsi, la courbe de traction conventionnelle représente l'évolution de la contrainte :

$$R = \frac{F}{S_0}$$

en fonction du taux d'allongement :

$$e = \frac{\Delta L}{L_0}$$

Les caractéristiques mécaniques ont été déterminées à partir de ce type de courbe (Figure IV-5). Les valeurs moyennes des quatre essais, ainsi que les variations observées, sont données dans le Tableau IV-2 :

ν	E (MPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_m (%)	A_r (%)
0,30	207 000	400±5	565±10	15±5	25%±2

Tableau IV-2 : Valeurs des caractéristiques mécaniques moyennes de l'acier S355NL.

Limite d'élasticité : $R_e = F_e / S_0$

Limite d'élasticité conventionnelle : $R_{p0.2} = F_{0.2} / S_0$

Résistance à la rupture : $R_m = F_{max} / S_0$

Allongement homogène : $A_m = \Delta L_h / L_0$

Allongement à rupture : $A_r = \Delta L_r / L_0$

avec S_0 : l'aire de la section initiale, L_0 : la longueur utile de l'éprouvette, F : la charge appliquée et ΔL : la variation de la longueur.

Ces valeurs restent proches de celles trouvées dans la littérature [Pic84, Qui02].

IV-3-3 Courbe de traction rationnelle

La courbe *rationnelle* est une représentation de la courbe de traction avec en ordonnée la contrainte vraie, et en abscisse la déformation vraie. La contrainte vraie σ tient compte de la variation de section au cours de l'essai et est égale à la charge rapportée à l'aire de la section instantanée :

$$\sigma = \frac{F}{S}$$

En admettant que le volume de la partie calibrée de l'éprouvette reste constant au cours de la déformation (incompressibilité plastique du matériau), nous avons :

$$S_0 L_0 = S L = S (L_0 + \Delta L)$$

$$S = \frac{S_0}{1 + \Delta L / L_0} = \frac{S_0}{1 + e}$$

d'où finalement :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} (1 + e)$$

L'allongement relatif instantané est égal à $\frac{\Delta L}{L}$ et la déformation vraie ε est :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln\left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}\right)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e)$$

Dans la suite de cette étude, nous supposons que l'acier S355NL demeure un matériau homogène et isotrope. La loi de comportement, déterminée à partir de ces essais de traction, sera introduite dans le code de calcul Abaqus\Standard en vue du calcul aux éléments finis.

Toutefois, nous avons également déterminé les paramètres de la loi de Ramberg-Osgood en considérant la loi de *comportement monotone du matériau* de la forme suivante :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + m \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{1/n}$$

m	n
7.10^{15}	0,15

Tableau IV-3 : Valeurs moyennes des paramètres de la loi de Ramberg-Osgood pour l'acier S355NL

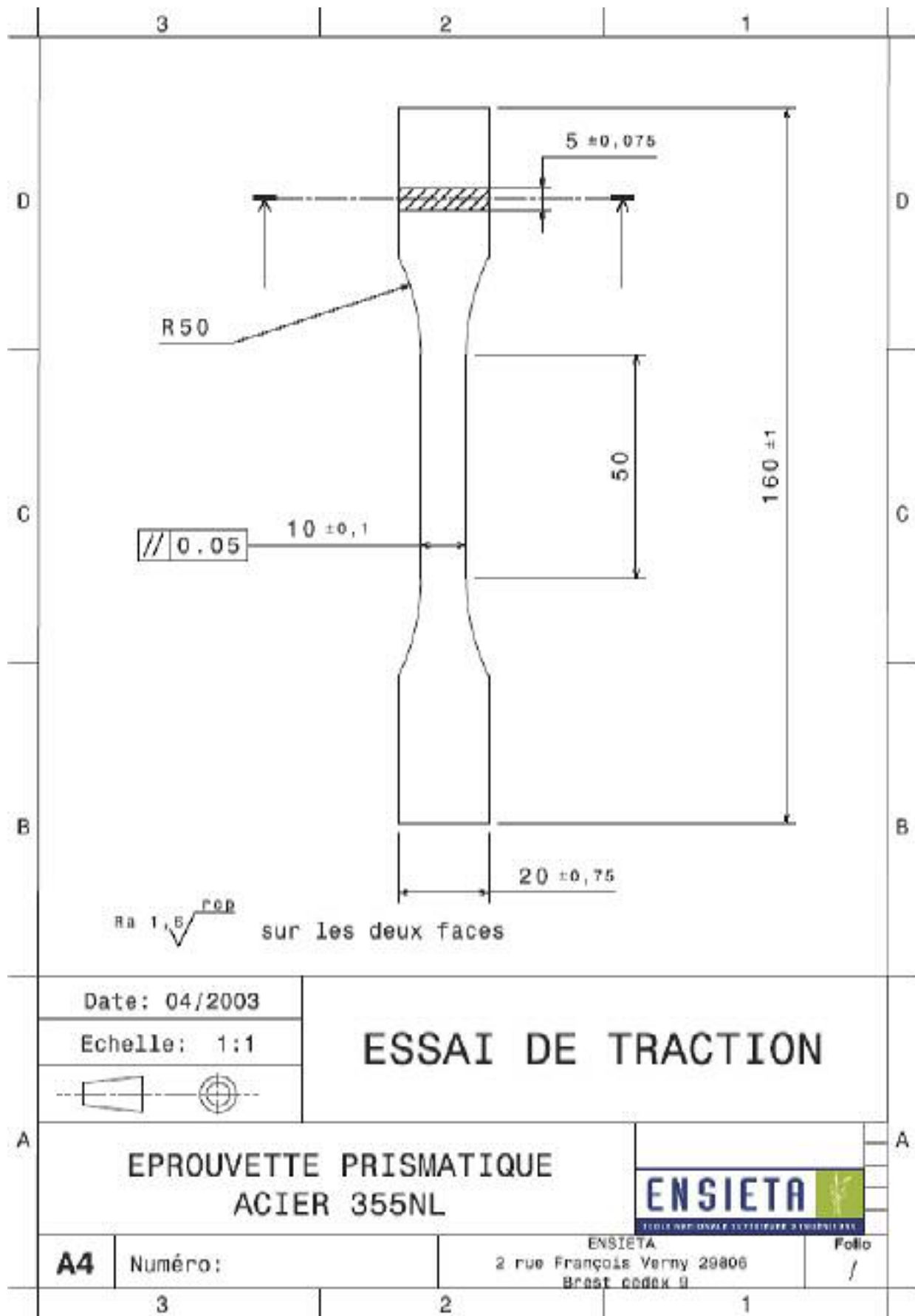


Figure IV-4 : Eprouvette d'essai de traction

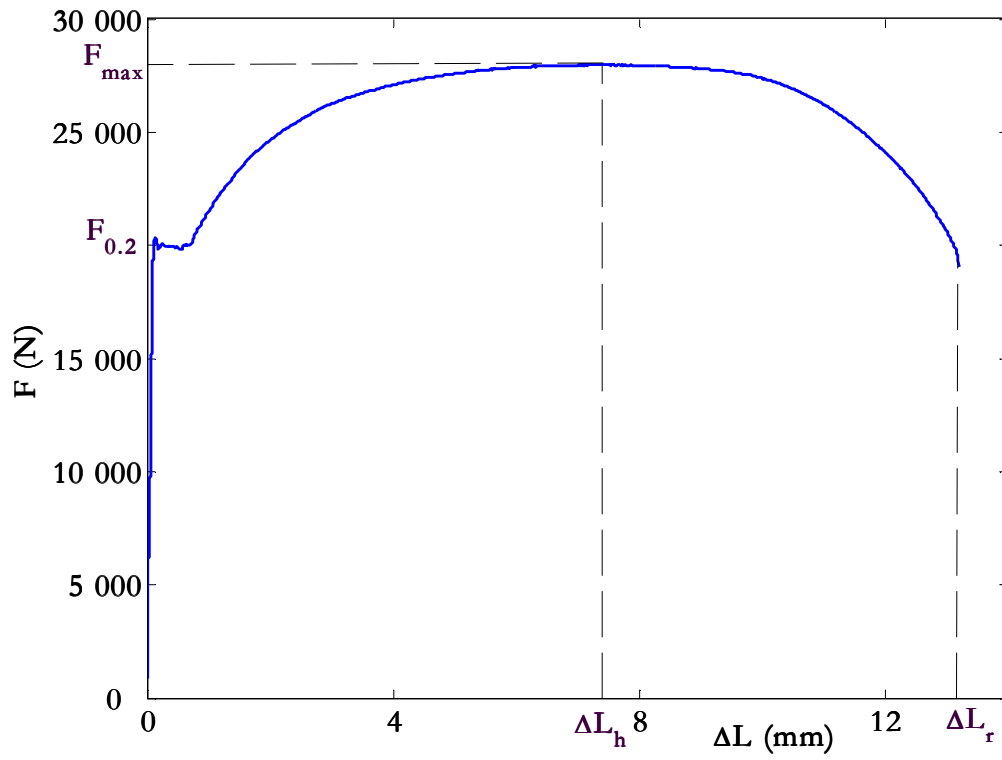


Figure IV-5 : Courbe de traction conventionnelle

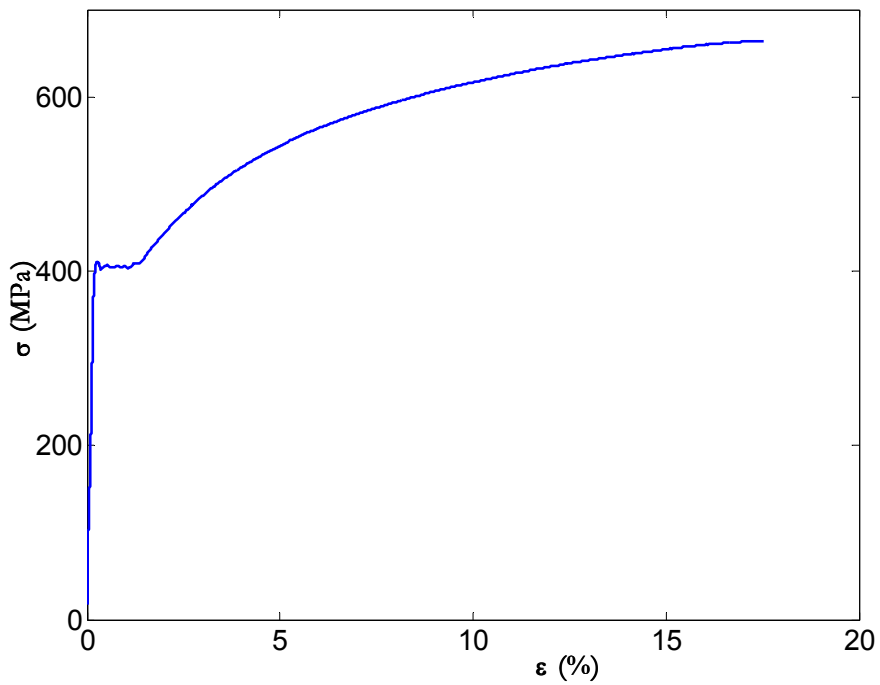


Figure IV-6 : Courbe de traction rationnelle

CHAPITRE V:

PROCEDURE EXPERIMENTALE

V-1 Problématique

D'un point de vue expérimental, l'étude de la propagation des fissures de petites dimensions pose essentiellement deux types de problèmes :

- ❑ celui de l'obtention de telles fissures dans une zone d'observation prédéterminée ;
- ❑ celui de l'instrumentation notamment vis-à-vis de la taille du défaut.

Tout d'abord, en ce qui concerne l'obtention de ces fissures, deux techniques sont généralement employées :

- ❑ l'une visant à obtenir des fissures courtes de manière artificielle, à partir d'une fissure longue bidimensionnelle dont la longueur est ensuite réduite par usinage, ou encore amorcées à partir d'entailles « sévères » réalisées par différents procédés (usinage, laser, électroérosion,...) ;
- ❑ l'autre visant à obtenir des fissures courtes de manière naturelle, amorcées en surface d'éprouvettes lisses ou ayant une forme en « sablier ».

Il apparaît alors clairement que la réalisation d'entailles « sévères » peut présenter un certain nombre d'inconvénients à garder à l'esprit lorsqu'on étudie la propagation de fissures à partir de celles-ci. En effet, obtenir des entailles près desquelles le matériau n'est pas endommagé est une opération difficile. Les entailles réalisées par électroérosion ont une zone de métal fondu à leur extrémité et celles usinées posent souvent le problème des contraintes résiduelles. L'usinage d'une fissure longue n'est, quant à lui, pas évident car le front de fissure est rarement uniforme ce qui peut entraîner une fissure courte non régulière.

V-2 Eprouvettes utilisées

Deux types d'échantillons ont été utilisés pour mener à bien cette étude : l'un à ligament court et l'autre à ligament long.

V-2-1 Fissures courtes

Nous avons opté pour un amorçage naturel des fissures courtes de fatigue. Nous avons ainsi décidé d'entreprendre des essais sur des échantillons parallélépipédiques munis d'une faible zone de concentration de contrainte mais suffisante pour localiser l'amorçage des fissures et réduire ainsi la zone d'observation. Pour cela, une entaille de rayon 20 mm a été usinée sur l'une des faces de l'éprouvette, la zone d'amorçage sera par la suite systématiquement polie. L'aire de la section résistante de l'éprouvette est alors de 30 mm². Le plan détaillé de ce type d'éprouvette est représenté sur la Figure V-2. Pour ces éprouvettes, aucune pré-fissuration n'a donc été réalisée.

Le choix de ne pas utiliser d'éprouvettes symétriques (munies de deux congés) repose sur le fait que nous ne souhaitons pas multiplier par deux le nombre de répliques plastiques à manipuler.

Cette zone comprendra également une empreinte d'environ 20 μm qui servira d'origine à un repère lié à l'échantillon mais qui ne constituera pas a priori un site privilégié d'amorçage. Cette empreinte sera réalisée à l'aide d'un microduromètre afin de maîtriser la reproductibilité de l'empreinte tant au niveau du positionnement que de la taille. Les avancées de fissure seront mesurées jusqu'à une longueur en surface d'environ 5,5 mm.

V-2-2 Fissures longues

Les essais de propagation de fissures longues ont été conduits sur des éprouvettes de traction à entaille latérale (type SENT), dont le plan est représenté sur la Figure V-3. Le choix de cette éprouvette repose sur une volonté d'utiliser le même montage et une configuration d'essai similaire pour les deux types d'échantillons. Les dimensions ont été fixées en respectant les normes ASTM [ASTM, ASTM86] couramment utilisées pour réaliser des essais de fatigue. Ceci nous permettra également de calculer le facteur d'intensité de contrainte à l'aide des relations vérifiées par calculs aux éléments finis (chapitre VII). Ces éprouvettes sont munies d'une entaille traversante de longueur 4 mm réalisée par électroérosion à l'aide d'un fil de diamètre 290 μm (Figure V-3).

V-3 Moyens de détection et de suivi de la fissuration

Du fait du caractère tridimensionnel de la propagation des fissures courtes, les mesures expérimentales peuvent poser certains problèmes. Ceux-ci proviennent du fait qu'il n'existe pas de méthode complète capable de mesurer à la fois la longueur en surface et en profondeur. Toutefois, différentes techniques de mesure de longueur de fissures ont déjà été utilisées par différents auteurs. On trouve fréquemment l'utilisation de moyens d'observations directes ou indirectes, des méthodes électriques, l'utilisation de techniques basées sur l'émission acoustique ou ultrasonore ou encore de méthodes électrochimiques. Enfin, plus récemment des études mettant en œuvre la microtomographie X [Fer03] ont vu le jour. Trois techniques sont actuellement disponibles au Laboratoire de Mécanique des Structures Navales.

V-3-1 Technique des répliques plastiques

Ces techniques sont très utiles lorsqu'on ne sait pas où va s'amorcer la fissure qui conduira à la rupture, notamment dans le cas de fissures courtes (Figure V-1). Cette technique consiste à appliquer un film d'acétate de cellulose, dilué dans une solution d'acétone, sur la surface de l'éprouvette. Afin d'obtenir les répliques, les essais de fatigue ont été périodiquement interrompus chaque 2500-10000 cycles, en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée et de la durée de vie en fatigue des éprouvettes. L'intervalle cyclique a été choisi de telle sorte qu'environ 30 à 40 répliques puissent être obtenues durant un essai. Signalons que les répliques sont prises au niveau moyen de la charge quel que soit le rapport de charge employé (selon différentes études, la fissure est totalement ouverte pour 60% de la charge maximale [Che88]) sauf pour le rapport de charge $R = -1$ où elles sont prises à 75% de la charge maximale. Après rupture de l'éprouvette, il est possible de remonter à l'historique de la fissure qui a conduit à la rupture. Il en est d'ailleurs de même pour les fissures non propageantes. Ces répliques, observées au microscope optique à fort grossissement, permettent de déterminer le nombre de cycles à l'apparition des premiers signes d'endommagement et de caractériser l'avancée d'une fissure. La méthode des répliques plastiques permet d'assurer une bonne sensibilité lors de la prise de

mesure mais également de disposer d'un seuil de détection très faible (de l'ordre de 30 à 40 μm). Cette méthode a donc été choisie pour contrôler l'amorçage et la propagation des fissures courtes de fatigue sur la surface des éprouvettes. Ces mesures étant uniquement réalisables en surface, des hypothèses seront par ailleurs nécessaires quant à la forme du front de fissure.

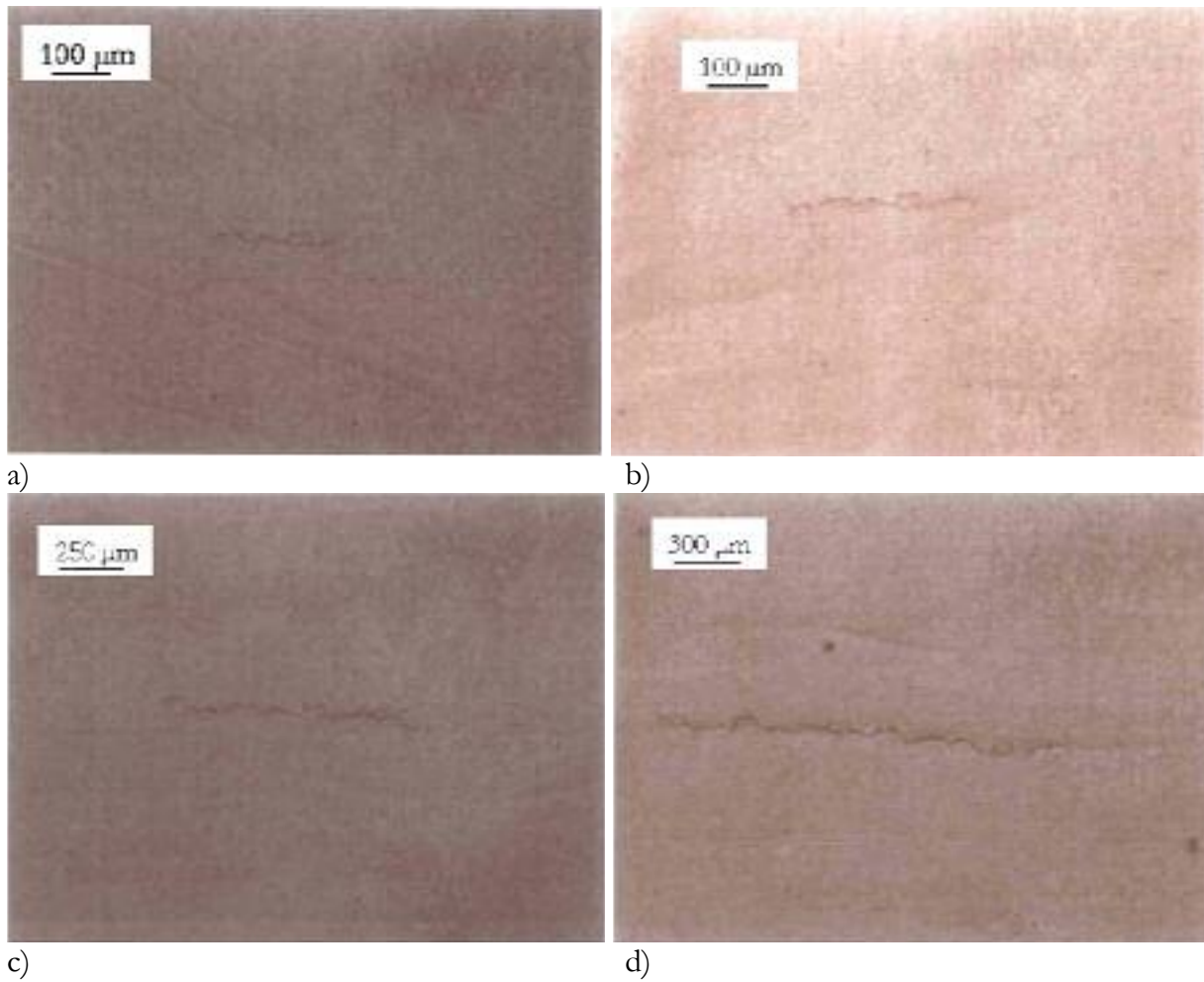


Figure V-1 : Exemple de suivi de fissure à l'aide de répliques plastiques

Remarque : Dans toutes les images de cette page, la direction du chargement est verticale.

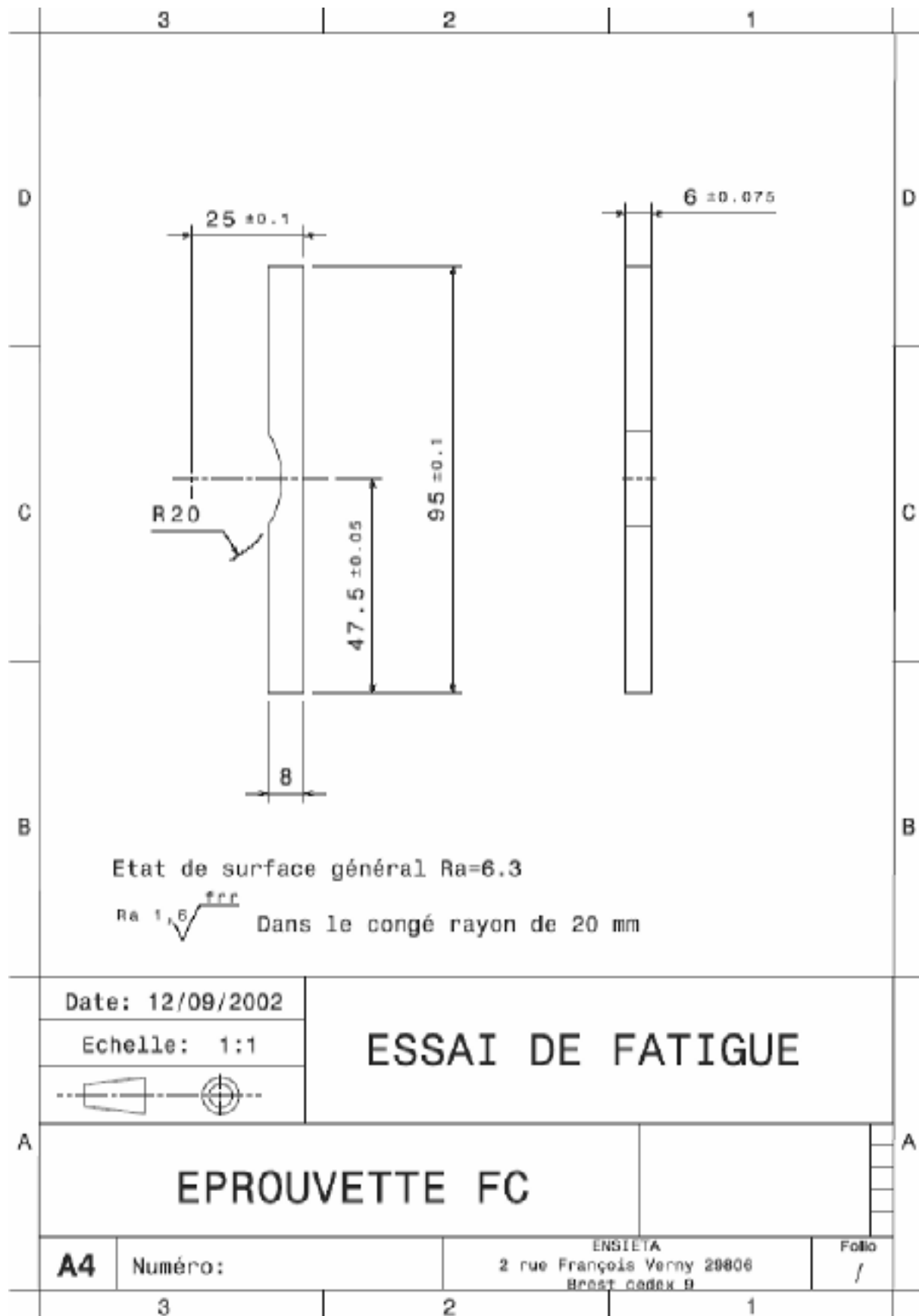


Figure V-2 : Eprouvette destinée à l'étude des fissures courtes

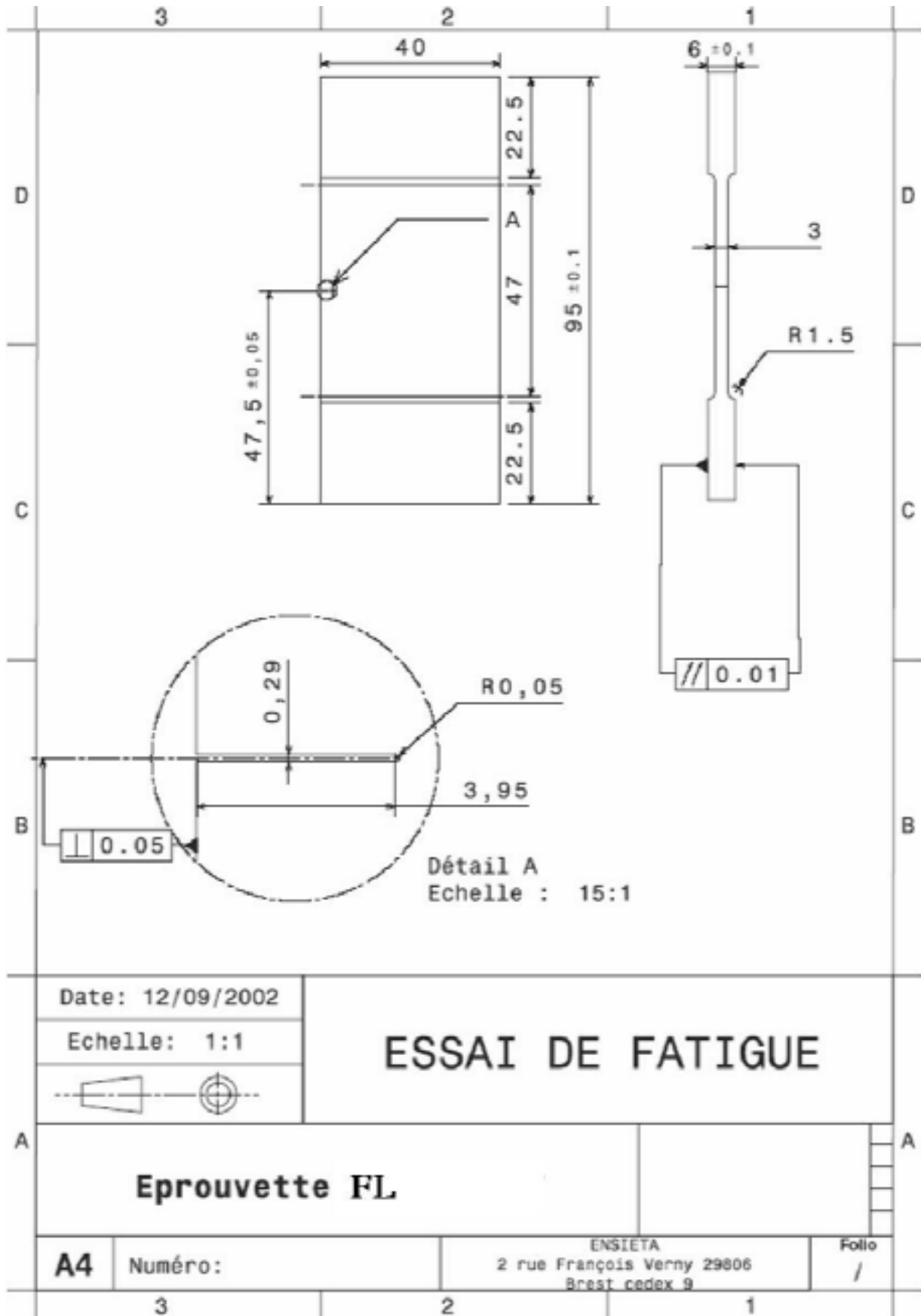


Figure V-3: Epreuve destinée à l'étude des fissures longues

V-3-2 Microscope à longue distance focale

Ces techniques, basées sur le principe du télescope, utilisent un fort grossissement pour visualiser et photographier, à l'aide d'une caméra, la propagation des fissures jusqu'à rupture. Le montage (Figure V-4) permet de balayer la zone en fond d'entaille lors des arrêts réguliers effectués pendant le « cyclage » (les observations sont facilitées par le fait que les microfissures restent ouvertes sous la charge statique de traction appliquée pendant l'arrêt). Avec cette technique, la recherche de fissures de l'ordre de quelques dizaines de microns est quasiment impossible, c'est pourquoi nous continuons à utiliser les répliques jusqu'à une longueur de fissure de l'ordre de 150 à 200 μm en surface avant d'utiliser le microscope à longue distance.

Plusieurs études ont montré que les fissures naturelles amorcées en surface ont une forme semi-circulaire mais ont tendance à se propager vers l'intérieur du métal en devenant de plus en plus semi-elliptique. Par ailleurs, la forme des fissures naturelles est variable et l'approximation faite pour déterminer la profondeur n'est qu'une valeur statistique de la forme réelle de cette fissure, d'où l'importance d'une méthode de suivi de fissure qui prendrait en compte la globalité de la forme : par exemple, la méthode de chute de potentiel.



Figure V-4 : Microscope à longue distance focale

V-3-3 Technique du potentiel électrique

Cette technique utilise la variation de résistance électrique liée à l'avancée de la fissure dans une éprouvette traversée par un courant continu ou alternatif. Elle consiste à faire passer un courant électrique stabilisé dans l'éprouvette conductrice et isolée de la machine d'essai. La différence de potentiel mesurée, due à la variation de résistivité, est provoquée par l'apparition ou la progression d'une discontinuité dans le matériau et en particulier, par l'apparition d'une fissure dans l'éprouvette sollicitée en fatigue. Finalement, cette chute de potentiel électrique peut être reliée à une aire de surface fissurée à l'aide d'une courbe d'étalonnage, ce qui permet de donner une indication sur la profondeur de la fissure. Par ailleurs, cette méthode ne permet pas de vérifier quelle fissure est mesurée car, dans la surface de fissuration, il peut exister plusieurs fissures, qui peuvent coexister simultanément. Faute de temps, cette dernière technique n'a malheureusement pas pu être utilisée dans le cadre de ce travail.

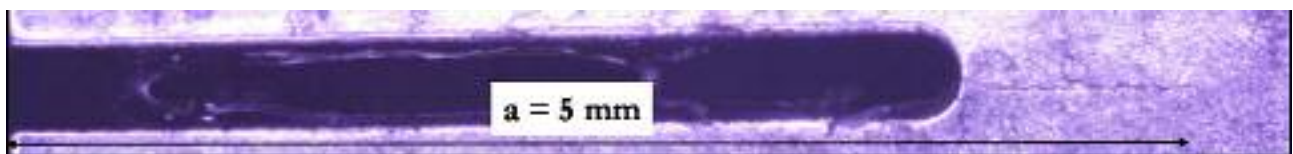
En résumé, les deux méthodes utilisant des répliques ou un microscope à longue distance permettent de mesurer uniquement les longueurs en surface, des hypothèses sont nécessaires sur la forme du front de fissure. Les techniques de répliques sont en outre difficiles d'emploi dans des environnements agressifs et à haute température ; par contre, le microscope à longue distance et la méthode de mesure de chute de potentiel présentent l'avantage d'être opérationnels sous environnement agressif ou à haute température.

V-4 Mesure de vitesse de fissuration

Après avoir relevé les longueurs de fissures (a_i) et le nombre de cycles correspondant (N_i) à chaque longueur, les vitesses de fissuration sont calculées à l'aide de la méthode dite *sécante*, selon laquelle nous avons considéré deux couples successifs (a_i, N_i) et (a_{i+1}, N_{i+1}). Nous avons adopté la longueur moyenne $a = (a_i + a_{i+1})/2$ qui sert au calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK (partie C). La vitesse de fissuration, pour la longueur a est évaluée par l'expression suivante :

$$\frac{da}{dN} \approx \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i}$$

Un exemple de suivi de fissure longue est présenté dans la Figure V-5 où nous avons indiqué la longueur de fissure, le nombre de cycles correspondant, les valeurs de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte et de la vitesse de propagation.



$N = 115.10^3$ cycles, $\Delta K = 13,76 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $da/dN = 1,33.10^{-8} \text{ m/cycle}$



$N = 335.10^3$ cycles, $\Delta K = 10,91 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $da/dN = 5.10^{-9} \text{ m/cycle}$

Figure V-5 : Exemple de suivi de fissure longue par microscope à longue distance en utilisant la méthode à ΔK décroissant ($R = 0,5$)

V-5 Mesure de fermeture de fissure

Il est de plus en plus admis que les lèvres d'une fissure de fatigue, restent en contact même lorsqu'une charge est appliquée. L'analyse de l'ouverture de la fissure a été effectuée par la méthode de variation de complaisance sur les éprouvettes SENT grâce à deux techniques : soit par utilisation d'un extensomètre mécanique à lames placées de part et d'autre de l'entaille, soit par l'emploi de micro-jauges [EA] collées sur la face arrière (état de déformations planes) ou sur le côté de l'éprouvette (état de contraintes planes). L'enregistrement des données issues de ces différents capteurs a été réalisé grâce à un système d'acquisition de données de type Spider8 (HBM).

Avec le capteur mécanique, nous mesurons l'écartement des deux « demi-éprouvettes » en bout d'entaille. La charge à l'ouverture est caractérisée par une diminution de la rigidité de l'éprouvette par rapport à la configuration avec fissure fermée. En effet, lorsque le phénomène de fermeture de fissure se produit, la courbe charge-écartement (P, δ) montre un changement de pente. Nous avons utilisé la technique différentielle pour mesurer la charge à l'ouverture P_{ouv} . Cette technique consiste à mesurer la quantité $\delta' = \delta - \alpha P$, α étant la complaisance de l'éprouvette avec la fissure ouverte (partie efficace du cycle du point de vue de la propagation) et P_{ouv} est définie comme étant la charge à laquelle la courbe $\delta' - P$ devient horizontale [Oh97] (Figure V-6). La méthode employée lors de l'usage de micro-jauges demeure similaire mais les déplacements sont alors remplacés par des déformations.

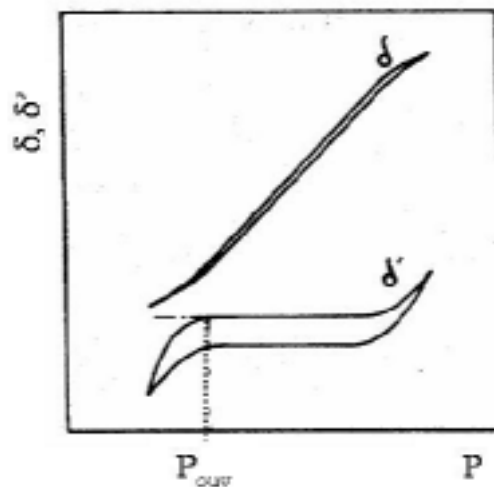


Figure V-6 : Exemple d'enregistrement de fermeture

En ce qui concerne la détermination pratique de la complaisance (pente α), seule la moitié supérieure du cycle fut utilisée. Une régression linéaire a alors été effectuée sur l'ensemble des points après avoir ôté ceux correspondant aux parties basse et haute de la courbe qui ne sont pas alignés sur la partie centrale : le coefficient de corrélation généralement admis était de 0,99.

La charge à l'ouverture P_{ouv} , déterminée à partir de ces courbes, pour laquelle la fissure est totalement ouverte, nous permet alors de calculer l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contraintes : $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$.

V-6 Mesure du coefficient de concentration de contrainte

La valeur maximale de la contrainte dans la direction de sollicitation a été déterminée de deux façons : expérimentalement et numériquement.

A l'aide de micro-jauges de déformation [EA] placées à deux endroits distincts sur la surface de l'échantillon, il a été possible de mesurer les déformations nominale (longitudinale) et à fond d'entaille (congé) et de remonter ainsi au coefficient de concentration de contrainte K_T :

$$K_T = \frac{\sigma_{ent}}{\sigma_{nom}} = \frac{\varepsilon_{ent}}{\varepsilon_{nom}}$$

Les valeurs expérimentales du K_T ont été comparées à des valeurs numériques issues d'un calcul par éléments finis réalisé avec le code Abaqus\Standard v6.3. Une bonne corrélation a pu alors être relevée (voir chapitre VI).

V-7 Sollicitations

L'ensemble des essais de fatigue a été réalisé sur une machine hydraulique de type Instron 1342 pilotée par un PC. Cette machine mono-axiale possède une capacité de 100 kN et le serrage de l'échantillon est assuré par des mors hydrauliques (Figure V-7).

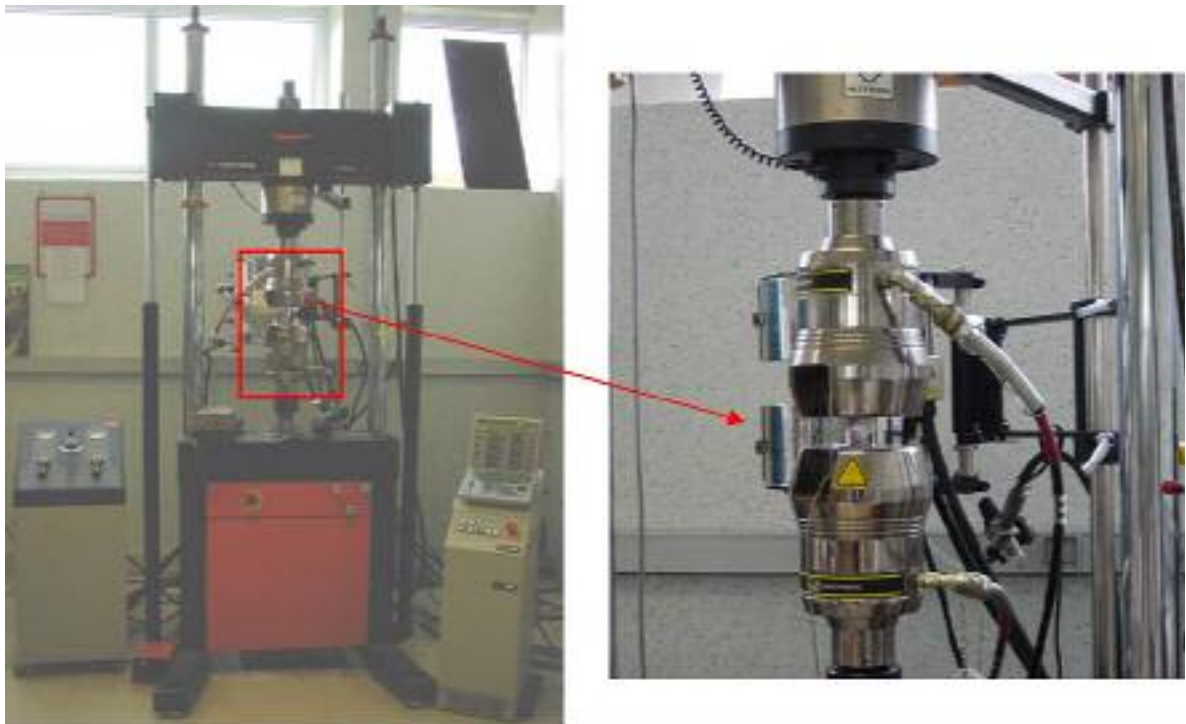


Figure V-7 : Machine de fatigue Instron

Les contraintes périodiques, qui seront utilisées tout au long des essais de fatigue, seront des contraintes sinusoïdales. Elles peuvent être considérées comme la superposition d'une contrainte alternée et d'une contrainte statique appelée contrainte moyenne. En appelant σ_{min} et σ_{max} les valeurs algébriques (positives en traction et négatives en compression) prises périodiquement par

la contrainte, la contrainte moyenne σ_m et l'amplitude de la contrainte appliquée σ_a s'écrivent respectivement :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \text{ et } \sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

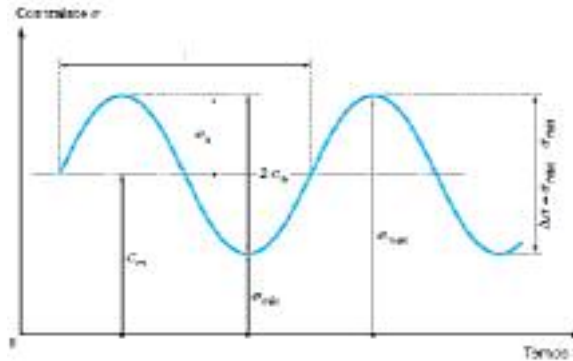


Figure V-8 : Sollicitation sinusoidale appliquée (amplitude constante)

Les contraintes seront généralement définies par rapport à l'amplitude maximale de la contrainte atteinte au cours d'un cycle σ_a et par la valeur de la contrainte moyenne σ_m . Le rapport des contraintes ou rapport de charge R , est défini par $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$.

V-8 Essais de fissuration

Pour chaque essai de fissuration par fatigue destiné au suivi de fissures courtes ou longues, une attention particulière est apportée aux systèmes de fixation des éprouvettes pour éviter l'influence de tout type d'effet parasite, lié à l'alignement de l'éprouvette (flexion, torsion...), qui pourrait perturber la progression de la fissure. En cours d'essai, des contrôles périodiques des valeurs maximale et minimale ainsi que de la valeur moyenne du cycle imposé, sont réalisés afin d'assurer le maintien de la charge appliquée.

Dans le but d'améliorer la mesure optique de l'avancée de fissure et de faciliter la prise de répliques, le plan de fissuration de chaque éprouvette est minutieusement poli et attaqué légèrement au Nital avant chaque essai afin de révéler la microstructure. Le polissage est fait mécaniquement, en évitant toutes sortes de rayures dans la direction perpendiculaire à l'axe de sollicitation, de la manière suivante :

- un polissage aux papiers abrasifs humides de plus en plus fins (grade 180-800) ;
- un polissage à la pâte diamantée de 9 microns, 3 microns et 1 micron.

V-8-1 Types de fissures

Les fissures de fatigue qui apparaissent en surface sont globalement de deux types. On distingue en effet, comme le montre la Figure V-9, des fissures traversantes pour lesquelles le front de fissure est linéaire (fissure bidimensionnelle) et des fissures de surface pour lesquelles celui-ci est semi-elliptique (fissure tridimensionnelle). Ces caractéristiques ne définissent en rien le fait qu'une fissure soit courte ou longue. Par contre, ce qui les différencie, c'est leur comportement.

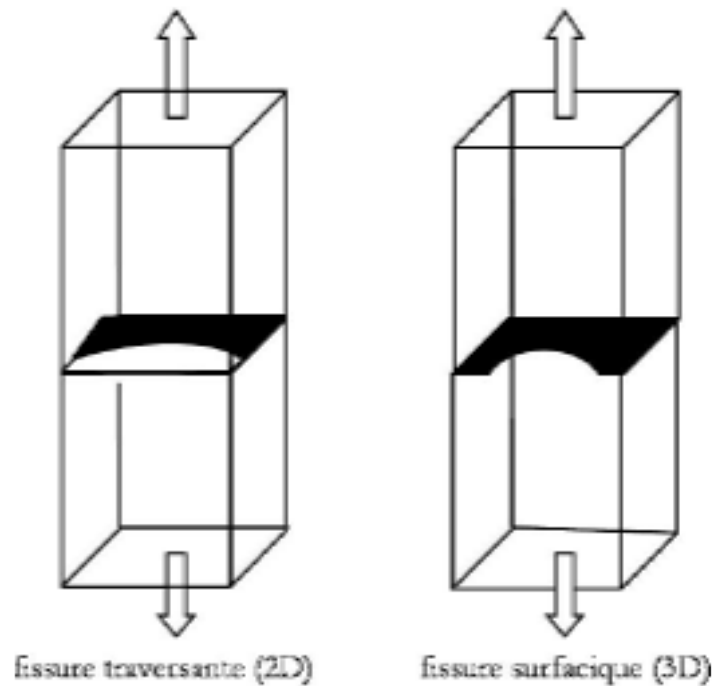


Figure V-9 : Types de fissures

V-8-2 Essais de fissures longues

La propagation des fissures de fatigue a été étudiée à l'aide d'essais sur des éprouvettes pré-fissurées (éprouvette SENT). Un chargement par paliers à amplitude décroissante a été utilisé pour déterminer la valeur du seuil du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{seuil} , en dessous de laquelle une fissure de fatigue relativement longue ne se propage plus. Avant d'effectuer une réduction de charge, nous avons besoin de connaître la valeur de l'avancée de la fissure, la taille de la zone plastique et le taux de réduction de la charge afin de ne pas bloquer complètement la fissure. L'avancée de la fissure a été mesurée par les répliques plastiques et le microscope à longue distance, chaque essai a été amené jusqu'à une longueur de propagation d'environ 20 mm ($a/w = 0,5$). Les essais de seuil de propagation ont été réalisés en respectant les normes ASTM [AST86]. Celles-ci sont :

- avant la première réduction de la charge appliquée, la fissure doit dépasser la zone plastique créée par l'entaille ;
- avant chaque réduction de la charge, l'avancée de la fissure Δa doit dépasser la dimension de la zone plastique créée par la charge appliquée précédemment, soit :
 $\Delta a > r_{pc}$ avec :

- $r_{pc} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{\Delta K_I}{\Delta \sigma} \right)^2$ en déformation plane ;

- $r_{pc} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_I}{\Delta \sigma} \right)^2$ en contrainte plane.

- enfin, le seuil est validé lorsque la fissure avance d'une longueur inférieure à 50 μm pour 5.10^6 cycles.

Les essais de propagation de fissures longues ou les essais de seuil, ont été réalisés pour un chargement sinusoïdal à une fréquence $f = 35$ Hz pour les rapports de charge suivants : $R = 0,1$, $R = 0,3$ et $R = 0,5$. La méthode de variation de complaisance (jauge de déformation et extensomètre) a permis de décrire les courbes de fissuration en termes de ΔK efficace. La courbe de propagation de fissures longues ainsi obtenue (unique pour les différents rapports de charge) sera choisie par la suite comme *courbe de référence* lors des comparaisons réalisées avec les fissures courtes.

V-8-3 Essais de fissures courtes

L'objectif de cette partie de mémoire est d'explorer l'étude des fissures courtes amorcées naturellement en surface dans l'acier *S355NL*. Ceci est accompli par la comparaison des résultats de fissures courtes avec ceux de fissures longues obtenus précédemment. Pour simuler les deux comportements, les mêmes conditions de chargement que celles appliquées lors des essais de propagation de fissures longues, ont été appliquées aux essais de fissures courtes. Les rapports de charge utilisés pour ces essais de traction répétée ou traction compression furent $R = 0,1$, $R = 0,3$, $R = 0,5$ et enfin $R = -1$ à la fréquence $f = 35$ Hz.

Bien que la plupart des résultats de fatigue ait été obtenu dans des conditions de chargement à amplitude constante, le plus souvent les structures sont soumises en service à des sollicitations (contraintes ou déformations) qui varient rarement entre des limites constantes mais qui peuvent avoir différents niveaux d'amplitude au cours de leurs durées de vie. De ce fait et de manière à se rapprocher des conditions opérationnelles de service impliquant un chargement à amplitude variable, d'autres essais ont été réalisés sous blocs programmés. Ces blocs seront établis à partir d'enregistrements réalisés en conditions opérationnelles.

Dans le cadre de l'étude sur la tenue en fatigue sur houle de frégates, une campagne de mesures en mer a été menée sur l'une d'entre elles à la fin de l'année 1994 durant laquelle le Centre Technique de Systèmes Navals (CTSN) a réalisé un nombre important de mesures des mouvements du navire ainsi que des déformations et contraintes associées. Ce bâtiment a fait l'objet d'une instrumentation importante par l'intermédiaire de jauges de déformation unidirectionnelles et de rosettes réparties à différents endroits dans le navire : soixante dix voies de mesures d'extensométrie ont alors été utilisées à cet effet. L'ensemble des points de mesure est représenté sur la Figure V-10. Parmi les très nombreux enregistrements disponibles, l'intérêt s'est porté en particulier sur un relevé dont les conditions de mer associées, telles qu'identifiées à partir des mouvements, sont idéalement décrites de la manière suivante :

- ❑ Nature de la mer : unidirectionnelle (décrite par un spectre de Bretschneider) ;
- ❑ Hauteur significative de mer : 3,7 m (correspondant à un état de mer 5) ;
- ❑ Période modale : 10 s.

Dans ces conditions, les caractéristiques de la navigation étaient par ailleurs, navire stabilisé, les suivantes :

- ❑ Cap : $1/4$ avant tribord ;
- ❑ Vitesse : 10 nœuds.

A partir de l'ensemble des résultats portant sur ce relevé, nous avons alors choisi de nous pencher sur les résultats de la voie n°17 (Figure V-11). Celle-ci se situe en effet dans une zone proche de l'endroit où ont été détectées des fissures de fatigue dans un bâtiment similaire.

Enfin, il est important de noter que les enregistrements temporels qui vont nous intéresser ici portent sur les déformations longitudinales mesurées dans des zones hors toute concentration de contrainte.

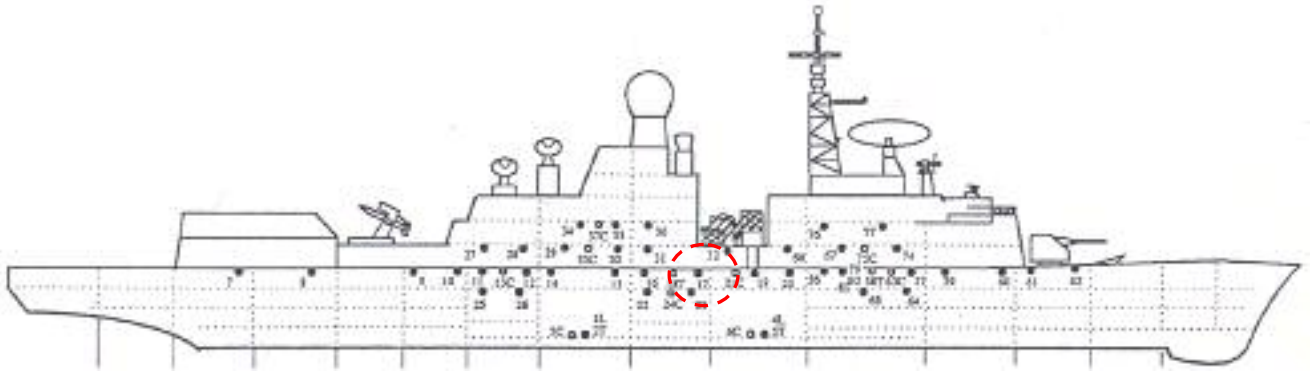


Figure V-10 : Implantation des jauges longitudinales.

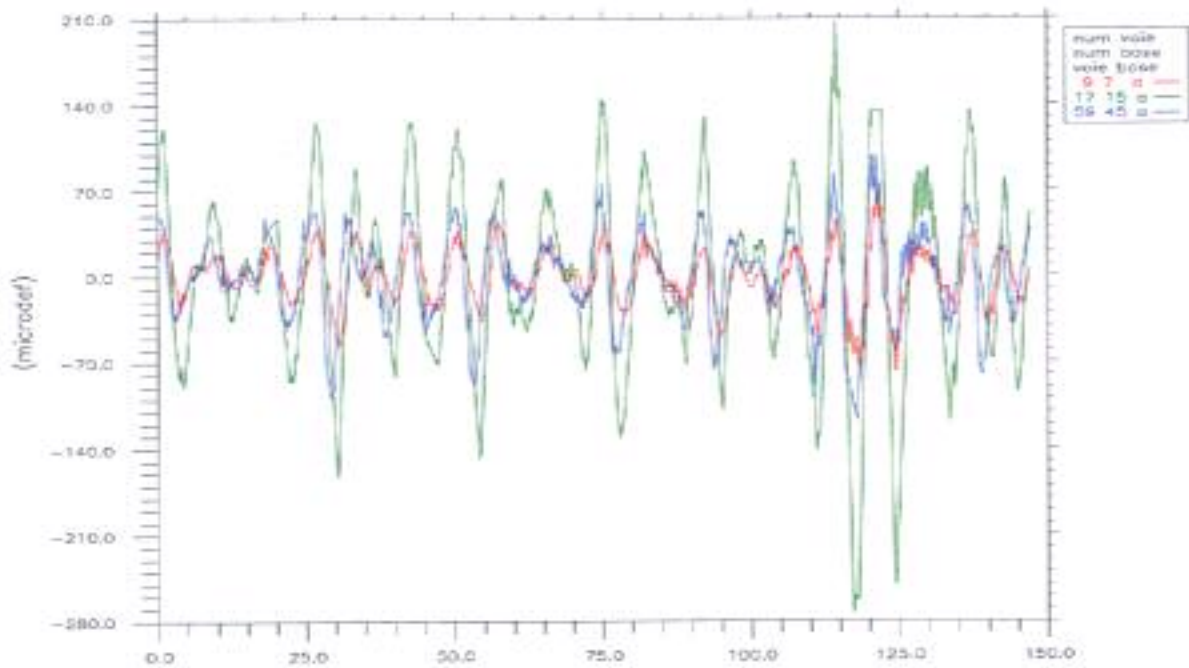


Figure V-11 : Exemples de spectres d'enregistrement du chargement à amplitude variable.

Afin de comparer les résultats obtenus sous spectre et sous chargement d'amplitude constante, nous avons cherché à écrire une contrainte équivalente. Ce chargement équivalent sous amplitude de chargement constante doit conduire à la même avancée de la fissure que le chargement d'amplitude variable initial. Pour un chargement d'amplitude constante, le calcul est effectué de la façon suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \text{ avec } \Delta K = f\left(\frac{a}{w}\right) \Delta P_{eq} a^{1/2}$$

Pour un chargement d'amplitude variable, nous utiliserons la notion de contrainte équivalente P_{eq} définie de la manière suivante :

$$\Delta K = f\left(\frac{a}{w}\right) \Delta P_{eq} a^{1/2} \text{ avec } \Delta P_{eq} = \left[\frac{\sum_i n_i (\Delta P_i)^m}{\sum_i n_i} \right]^{1/m}$$

où n_i désigne le nombre de cycles sous amplitude ΔP_i , l'expression de $f(a/w)$ dépend du type de fissure (voir partie C).

L'aspect chargement variable sera davantage détaillé dans le chapitre IX.

PARTIE C :
CALCULS DES PARAMETRES
DE CHARGEMENT

Cette partie de mémoire sera consacrée à la validation des paramètres et des équations que nous utiliserons par la suite dans la partie D intitulée « résultats et discussion ». Nous commencerons par l'étude de la répartition des contraintes dans les éprouvettes destinées à l'étude du comportement des fissures courtes. Ensuite, nous déterminerons le facteur d'intensité de contrainte à partir des résultats de calcul de l'intégrale de Rice (intégrale J) pour les éprouvettes de traction à entaille latérale (type SENT) ainsi que pour les éprouvettes présentant un congé à faible concentration de contrainte. Dans le cas des fissures courtes, nous aborderons aussi bien le cas des fissures de surface que celui des fissures de coin et nous modéliserons les cas où le front de fissure est circulaire ou elliptique.

Tous les calculs de cette partie seront réalisés avec le code de calcul par éléments finis ABAQUS Standard développé par Hibbitt, Karlsson et Sorensen [Hib1, Hib2].

Ces calculs seront effectués pour plusieurs tailles de fissures, de forme circulaire ou elliptique, dans le cas de chargement :

- élastique ;
- élastoplastique sans plastification étendue.

Finalement, les résultats de calculs seront comparés :

- aux normes ASTM [ASTM, ASTM86] pour les fissures longues ;
- aux résultats issus des expressions de Newman et Raju [New83, Raj97(1), Raj97(2)] pour les fissures courtes.

CHAPITRE VI:

REPARTITION DES CONTRAINTES DANS LES EPROUVETTES ENTAILLEES

Pour étudier le comportement des fissures courtes, nous avons choisi d'utiliser des échantillons munis d'un large congé circulaire situé au centre de l'éprouvette de rayon 20 mm avec 3 mm de pénétration (Figure VI-3). Cette entaille produit localement une faible concentration de contrainte dans l'éprouvette mais néanmoins suffisante pour localiser la zone d'amorçage des fissures courtes et donc faciliter la détection et le suivi. Dans ce chapitre, nous présenterons la méthode et les résultats du calcul du coefficient de concentration de contrainte K_T qui a été déterminé par la méthode des éléments finis à l'aide du code de calcul ABAQUS\Standard v6.3. La modélisation a ensuite été validée expérimentalement grâce à des mesures effectuées par des micro-jauges de déformation placées sur la surface de l'éprouvette (entaille et partie plane).

VI-1 Choix des éléments et convergence du maillage

Compte tenu de la géométrie de l'échantillon employé, notre choix s'est porté sur une modélisation tridimensionnelle et donc sur des éléments volumiques. Nous avons utilisé des éléments (C3D8R) hexaédriques linéaires à 8 nœuds à intégration réduite (Figure VI-1) ainsi que des éléments (C3D20R) hexaédriques quadratiques à 20 nœuds à intégration réduite (Figure VI-2). L'intérêt des éléments à intégration complète n'a pas été démontré dans ce cas d'étude. L'emploi de ce type d'éléments rallonge considérablement les temps de calcul alors que les comparaisons C3D8/C3D8R et C3D20/C3D20R n'ont pas laissé apparaître de différences significatives.

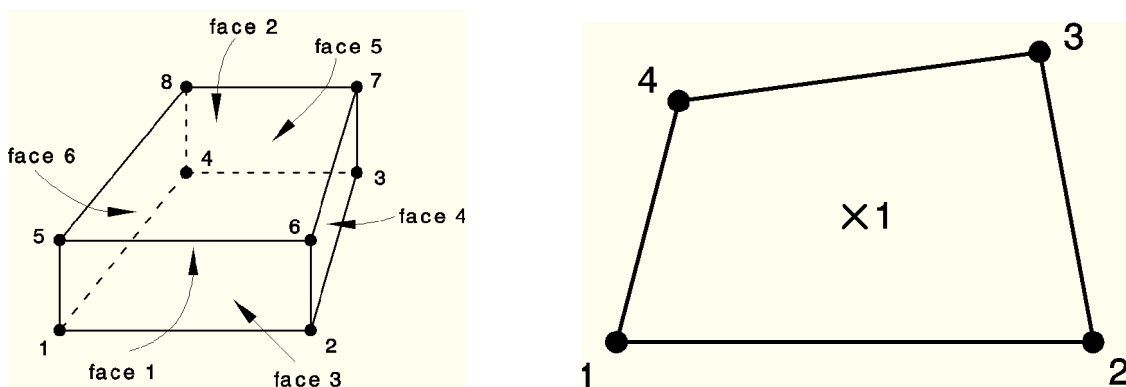


Figure VI-1 : Élément C3D8R et position des points d'intégration.

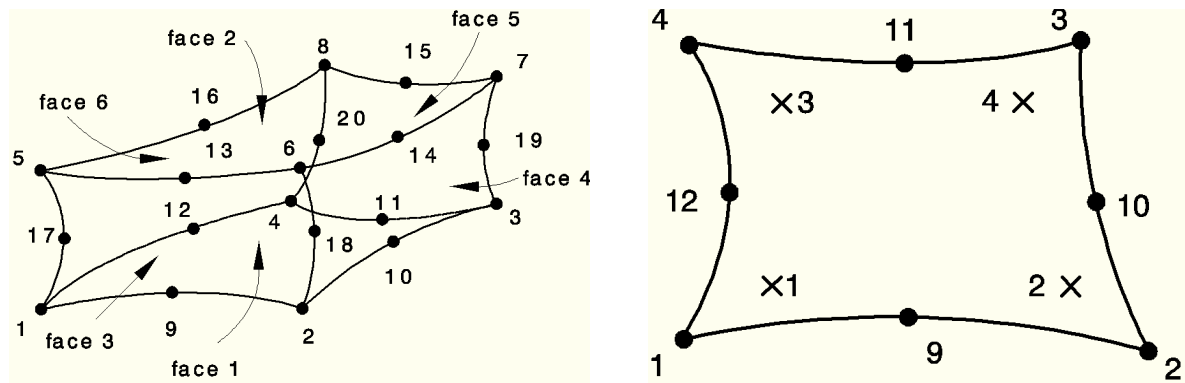


Figure VI-2 : Elément C3D20R et position des points d'intégration.

Le maillage de l'éprouvette que nous avons adopté pour cette étude est présenté dans la Figure VI-3. Comme nous pouvons le voir sur ce schéma, l'échantillon comporte 10 éléments en largeur (6 mm) et 25 éléments dans l'épaisseur (5 mm). Dans le congé, où la concentration de contrainte apparaît, un maillage fin et progressif a été choisi suivant l'épaisseur de l'éprouvette. Les résultats issus des calculs effectués avec les éléments C3D8R et C3D20R ont été comparés (Figure VI-4). L'examen de ces courbes ne laisse pas apparaître d'influence majeure entre les deux types d'éléments (environ 1%). De ce fait, tous les calculs seront réalisés par la suite avec des éléments C3D8R. Le choix de ce type d'élément est de plus lié au gain en temps de calcul qu'il procure : à même nombre d'éléments, le temps de calcul est ainsi pratiquement divisé par dix par rapport aux calculs établis avec des éléments C3D20R.

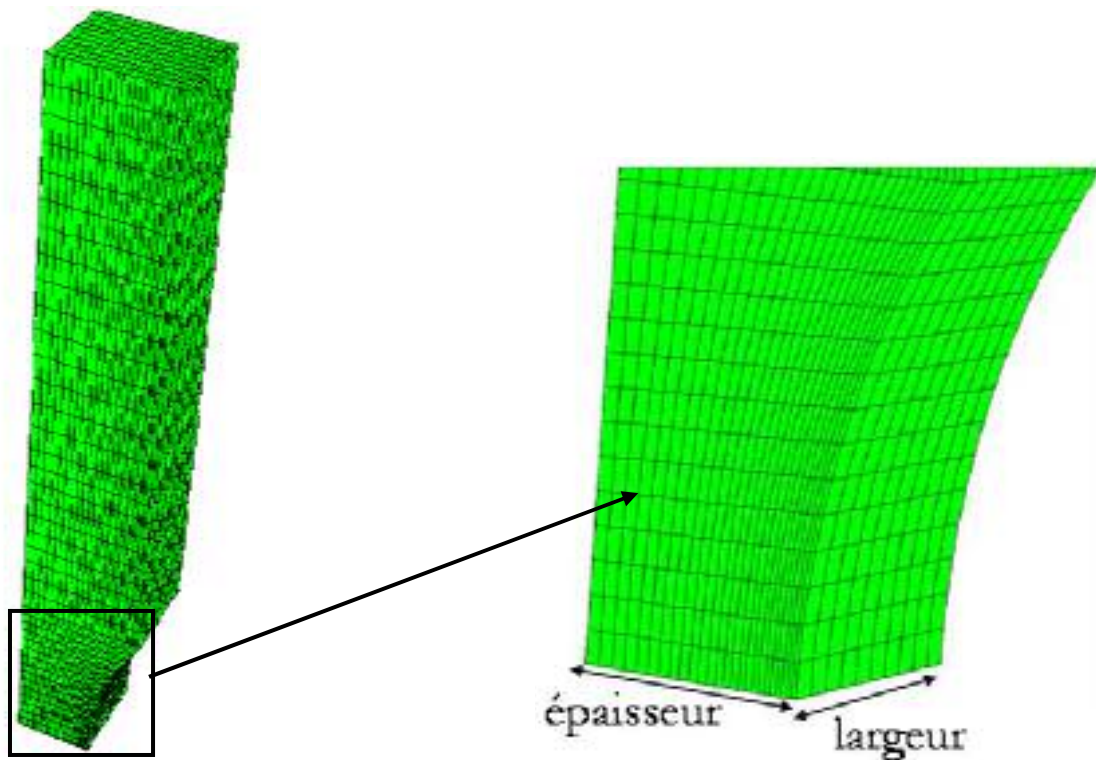


Figure VI-3 : Maillage employé pour l'éprouvette munie d'un congé, de largeur 6 mm et d'épaisseur 5 mm.

Afin de vérifier la convergence du maillage adopté, nous avons utilisé plusieurs tailles d'éléments. Le maillage final que nous avons choisi est tel que la taille des éléments n'a plus

d'influence sur les résultats obtenus. La Figure VI-5 montre l'évolution de la contrainte principale maximale suivant l'épaisseur de l'éprouvette pour deux maillages différents : la largeur moyenne des mailles dans le congé est de 0,6 mm dans un cas (8400 éléments) et de 0,5 mm dans l'autre (10080 éléments).

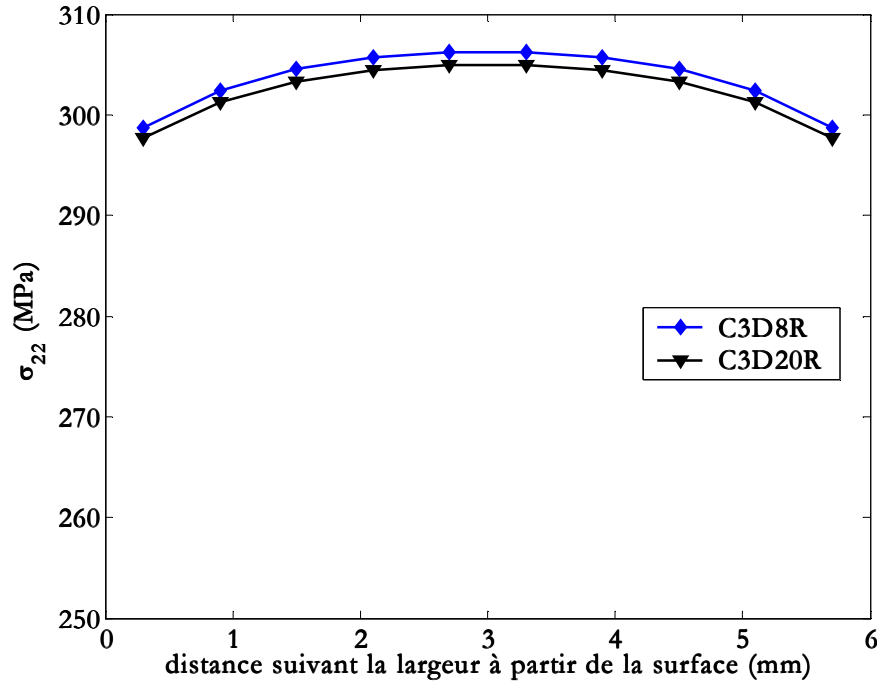


Figure VI-4 : Répartition des contraintes dans la largeur de l'éprouvette (C3D8R et C3D20R).

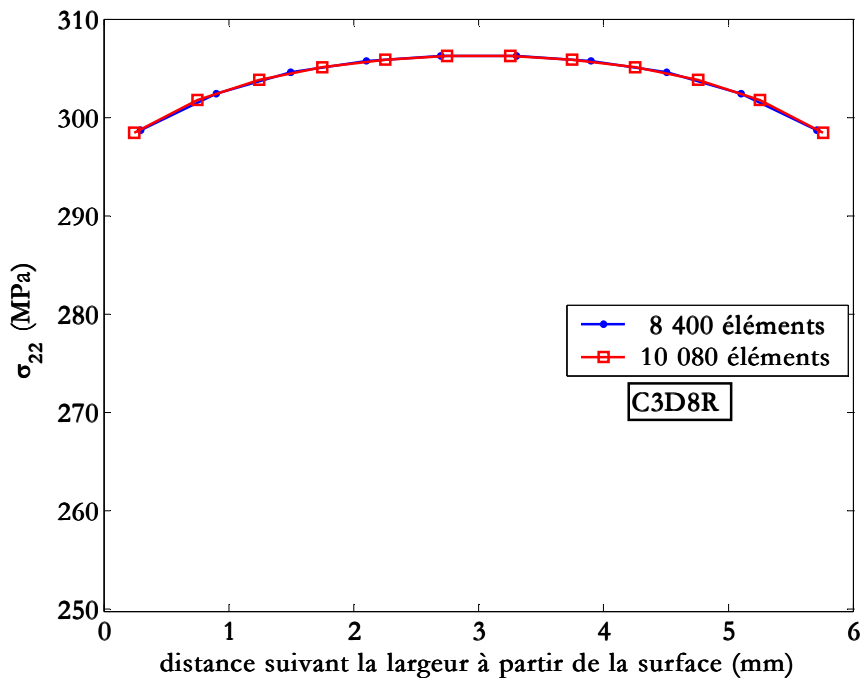


Figure VI-5 : Convergence des résultats pour deux tailles de maillages.

VI-2 Champs de contraintes élastiques et élastoplastiques

La modification de la géométrie de l'éprouvette entraîne une intensification des contraintes au voisinage de l'entaille lorsque celle-ci est chargée. Ainsi, même lorsque la charge appliquée σ_{nom} demeure inférieure à la limite d'élasticité du matériau σ_E , la contrainte localisée au voisinage du congé peut entraîner dans certains cas des déformations plastiques dans cette région. Les déformations qui agissent dans cette région restent commandées par les déformations des régions voisines qui sont élastiques.

Comme nous le verrons ultérieurement, des essais ont en effet été réalisés pour deux types de chargements :

- cas purement élastique ;
- cas globalement élastique où une plastification locale apparaît dans une partie du congé.

De ce fait, différents types de calculs par éléments finis ont été menés afin de prendre en compte le comportement local. Pour déterminer le champ local des contraintes et des déformations dans les éprouvettes entaillées, plusieurs méthodes classiques sont à notre disposition. Certaines méthodes permettent d'ailleurs un calcul approché des contraintes élastoplastiques : nous pouvons citer la méthode de Neuber (la plus connue) ou encore la méthode de Glinka.

VI-2-1 Méthode de Neuber

Pour tenir compte de la plasticité à fond d'entaille, une approche simplifiée, introduite par Neuber [Neu 61, Neu68] en 1961, consiste à considérer séparément le facteur de concentration de contrainte K_σ et le facteur de concentration des déformations K_ε . Contrairement au cas purement élastique où $K_T = K_\sigma = K_\varepsilon$, lorsqu'un état de plasticité localisée est atteint, K_ε augmente et K_σ diminue. Neuber propose alors de prendre le facteur de concentration de contrainte « théorique » K_T égal à la moyenne géométrique de K_σ et K_ε :

$$K_T^2 = K_\varepsilon K_\sigma$$

avec :

$$K_\varepsilon = \frac{\varepsilon}{e}$$

$$K_\sigma = \frac{\sigma}{s}$$

$$e = \frac{s}{E}$$

où σ (s) et ε (e) désignent respectivement les contraintes et déformations principales locales (globales). Cette équation peut encore s'écrire :

$$K_T^2 = \frac{\varepsilon \sigma}{e s}$$

ou encore :

$$\sigma \varepsilon = \frac{(K_T s)^2}{E}$$

Cette équation constitue la première hyperbole de Neuber. La contrainte et la déformation localisées en fond d'entaille sont alors obtenues à l'intersection de cette hyperbole avec la courbe d'écrouissage monotone du matériau. Pour évaluer la contrainte et la déformation à fond d'entaille au cours d'un déchargement d'amplitude Δs , nous pourrions prendre cette fois l'équation sous la forme suivante :

$$\Delta\sigma \Delta\varepsilon = \frac{(K_T \Delta s)^2}{E}$$

Cette équation permet de représenter la seconde hyperbole de Neuber liée au déchargement. Pour obtenir la contrainte et la déformation, on utilise l'intersection de cette hyperbole avec la courbe d'écrouissage cyclique.

VI-2-2 Méthode de Glinka

La méthode proposée par Glinka [Mol81] s'appuie sur des concepts voisins de ceux qu'a développés Neuber. Celle-ci n'a pas l'inconvénient signalé par certains auteurs de prévoir une déformation locale excessive par rapport aux résultats des mesures ou des calculs par la méthode des éléments finis. Glinka, supposant que l'état des contraintes est uni-axial à fond d'entaille, propose la règle suivante :

$$\frac{W_\sigma}{W_{nom}} = K_T^2 \quad (\text{VI-1})$$

où W_σ est l'énergie de déformation par unité de volume au point le plus sollicité à *fond d'entaille* définie telle que :

$$W_\sigma = \int_0^\varepsilon \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (\text{VI-2})$$

et W_{nom} est l'énergie de déformation par unité de volume due à la *sollicitation nominale* telle que :

$$W_{nom} = \int_0^{\varepsilon_{nom}} \sigma_{nom}(\varepsilon_{nom}) d\varepsilon_{nom} \quad (\text{VI-3})$$

On vérifie aisément que la relation (VI-1) est exacte lorsque le comportement du matériau est entièrement élastique. Les auteurs considèrent que cette relation reste encore valide tant que la plasticité à fond d'entaille continue à être confinée dans un environnement élastique. En considérant la loi de *comportement monotone du matériau* de la forme suivante :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + m \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{1/n} \quad (\text{VI-4})$$

m et n étant des constantes matériau. Nous pouvons alors calculer W_σ et W_{nom} :

$$W_{\sigma} = \frac{\sigma^2}{2E} + \frac{m}{n+1} \sigma \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{1/n} \quad (\text{VI-5})$$

$$W_{nom} = \frac{\sigma_{nom}^2}{2E}$$

L'application à la fatigue peut alors se faire aisément en remplaçant la contrainte par la variation des contraintes et la loi de comportement par l'équation (VI-6) qui décrit la forme des *boucles d'hystérésis mécaniques du matériau* :

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \sigma}{E} + m' \left(\frac{\Delta \sigma}{E} \right)^{1/n'} \quad (\text{VI-6})$$

m' et n' étant des constantes matériau liées à l'écroissage cyclique. Nous obtenons alors la relation suivante :

$$W_{\sigma} = \frac{(\Delta \sigma)^2}{2E} + \frac{m'}{n'+1} \Delta \sigma \left(\frac{\Delta \sigma}{E} \right)^{1/n'} \quad (\text{VI-7})$$

$$W_{nom} = \frac{(\Delta \sigma_{nom})^2}{2E}$$

Pour connaître les valeurs successives de la contrainte et de la déformation locales dans le cas d'un chargement d'amplitude variable, le calcul doit être fait itération par itération. Les énergies sont calculées à la $i^{\text{ème}}$ itération en prenant pour nouvelle origine les valeurs de la contrainte et de la déformation locales obtenues à la fin de la $(i-1)^{\text{ème}}$ itération.

VI-2-3 Méthode des éléments finis

Les deux cas de figure nécessaires à notre étude ont été traités par cette méthode. Dans un premier temps, seul le comportement élastique du matériau (E , ν) a été introduit et un calcul unique a été réalisé afin de déterminer la réponse élastique de l'échantillon. Dans un deuxième temps, la loi de comportement du matériau, déterminée expérimentalement (partie B), a été introduite dans ABAQUS et autant de calculs élastoplastiques que de configurations d'essais ont été réalisés. Les Figure VI-6 et Figure VI-7 présentent respectivement dans les cas élastique et élastoplastique, la répartition de contrainte principale maximale (au milieu ou au bord du congé) dans l'épaisseur de l'éprouvette. Le profil des contraintes pris dans le sens de la sollicitation est calculé dans la section minimale de l'éprouvette.

Dans les Figure VI-6 et Figure VI-7, nous avons représenté les répartitions de contraintes depuis le fond de l'entaille, soit à partir d'un bord, soit à partir du centre de l'éprouvette : la Figure VI-8 précise l'endroit où sont prises ces répartitions. L'objectif étant d'identifier les différences qui existent entre une fissure de coin (amorcée en bord d'éprouvette) et une fissure de surface (amorcée dans la partie centrale de l'éprouvette).

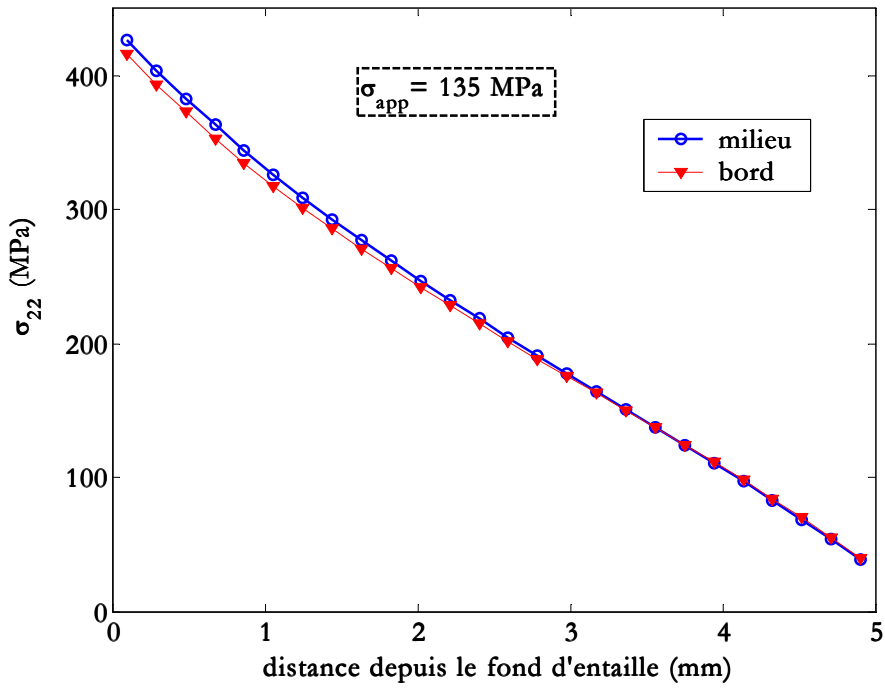


Figure VI-6 : Comportement élastique dans le congé ($\sigma_{app} = 135 \text{ MPa}$).

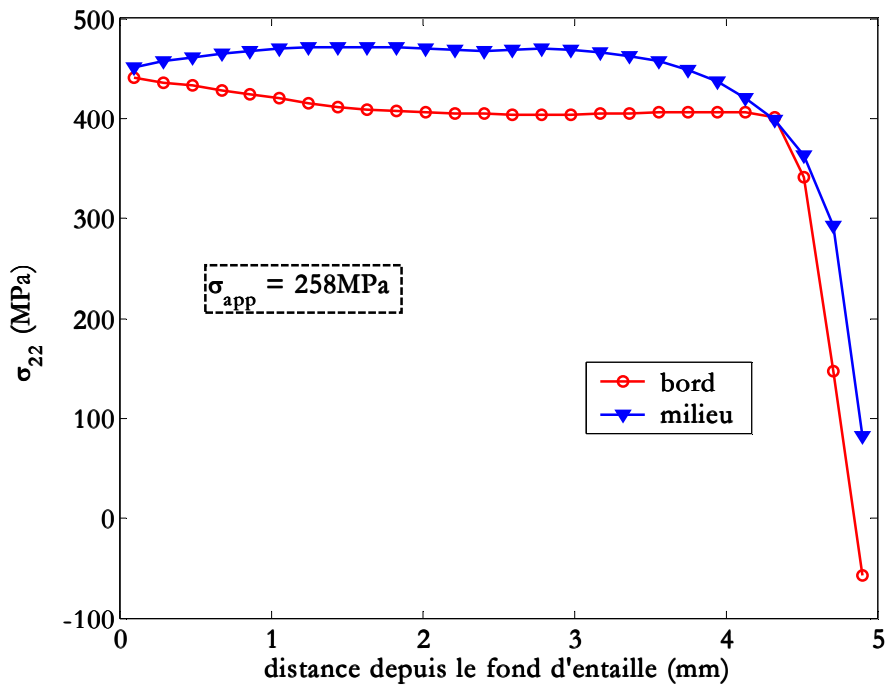


Figure VI-7 : Comportement élastoplastique dans le congé ($\sigma_{app} = 260 \text{ MPa}$).

Le facteur de concentration de contrainte est défini par la relation (VI-8) :

$$K_T = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \tag{VI-8}$$

où la contrainte nominale σ_{nom} est déterminée en traction simple par (VI-9) :

$$\sigma_{nom} = \frac{P}{ed} \quad (\text{VI-9})$$

Cette expression peut être étendue pour une distance x du fond de l'entaille en posant, comme l'avait d'ailleurs proposé Glinka :

$$K_T(x) = \frac{\sigma_{max}(x)}{\sigma_{nom}} \quad (\text{VI-10})$$

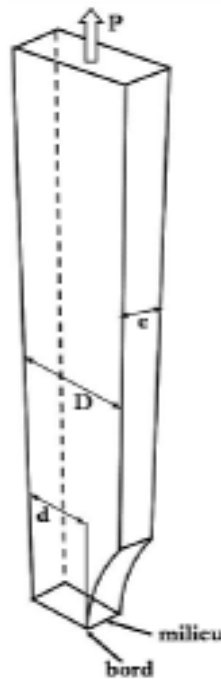


Figure VI-8 : Schéma de l'éprouvette munie d'un congé.

La Figure VI-9 représente ce facteur de concentration de contrainte généralisé $K_T(x)$ en fonction de la distance depuis le fond d'entaille dans le cas élastique. La valeur maximale de celui-ci est de 1,95. Dans la Figure VI-10, nous avons ajouté la répartition élastique à la réponse élastoplastique pour une contrainte appliquée d'environ 260 MPa. La prise en compte de la plasticité diminue le facteur de concentration de contrainte d'environ moitié. En effet, dans le cas élastique, le facteur de concentration de contrainte diminue quasiment linéairement en fonction de l'épaisseur ; par contre, dans le cas élastoplastique, il reste pratiquement constant jusqu'à environ 4 mm de l'entaille pour ensuite diminuer rapidement et atteindre les mêmes valeurs que dans le cas élastique.

Pour la suite de l'étude, nous avons choisi d'effectuer une interpolation polynomiale d'ordre 5 des différents profils de contraintes obtenus à partir du fond de l'entaille pour les charges appliquées de chaque essai. Le Tableau IV-1 présente les coefficients du polynôme qui seront utilisés pour décrire la répartition de la contrainte principale maximale dans l'ensemble des essais réalisés qu'il s'agisse de cas élastique ou élastoplastique.

chargement	σ_{max} (MPa)	a_0	a_1	a_2	a_3	a_4	a_5
élastique	400	2,02	-0,587	0,096	-0,016	0,0014	-7,0e-5
élastoplastique	410	1,096	0,0162	-0,0393	0,019	-0,0028	6,0e-5
élastoplastique	435	1,063	0,079	0,0107	-0,0253	0,0096	-1,3e-3
élastoplastique	470	1,019	0,1493	-0,0533	0,015	-0,0023	2,0e-5

Tableau VI-1 : Valeurs des constantes a_i .

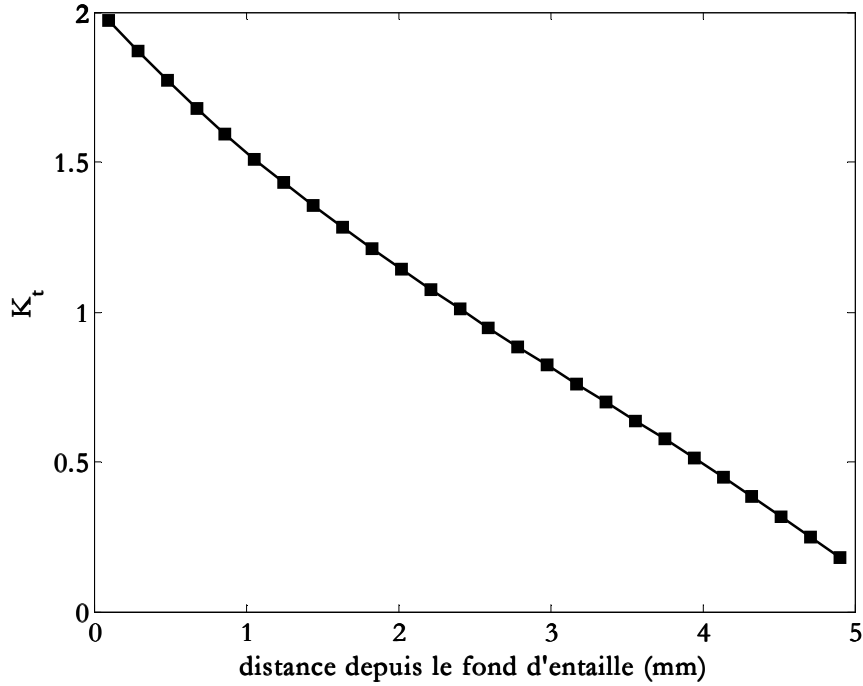


Figure VI-9 : Evolution de $K_T(x)$ dans le cas élastique ($\sigma_{app} = 135$ MPa).

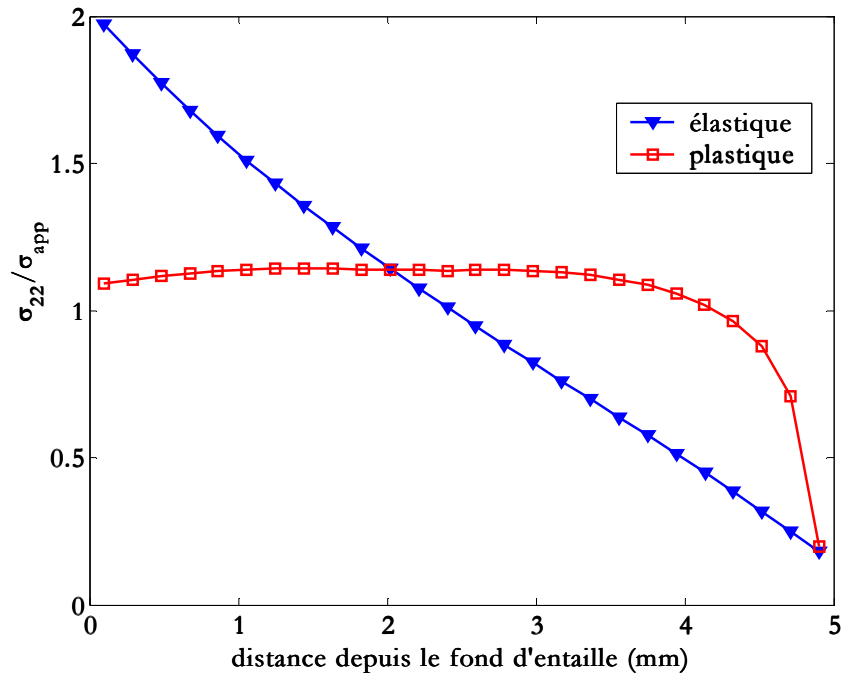


Figure VI-10 : Comparaison des $K_T(x)$ dans les cas élastique et élastoplastique ($\sigma_{app} = 260$ MPa).

VI-2-4 Méthode expérimentale

Afin de vérifier la valeur du facteur de concentration de contrainte élastique obtenue via la méthode des éléments finis, nous avons réalisé un essai de traction sur une éprouvette destinée à l'étude des fissures courtes. Sur les surfaces de l'éprouvette, nous avons placé deux microjauge [EA] : l'une suivant la longueur de l'éprouvette (jauge 1) pour mesurer la déformation longitudinale ε_{long} , et l'autre placée au cœur même du congé (jauge 2) qui nous permettra ainsi d'évaluer la déformation $\varepsilon_{congé}$ (Figure VI-11).

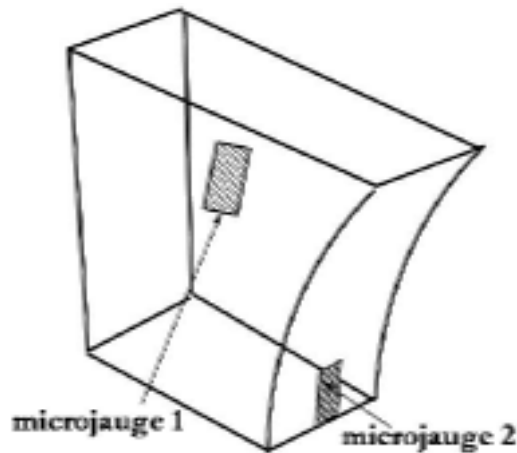


Figure VI-11 : Position des microjauge dans l'éprouvette

Cet essai nous a permis d'évaluer le module d'Young (Figure VI-12) mais surtout de calculer la valeur du facteur de concentration de contrainte (Figure VI-13) grâce à la relation suivante :

$$K_T = \frac{5 \varepsilon_{congé}}{8 \varepsilon_{long}}$$

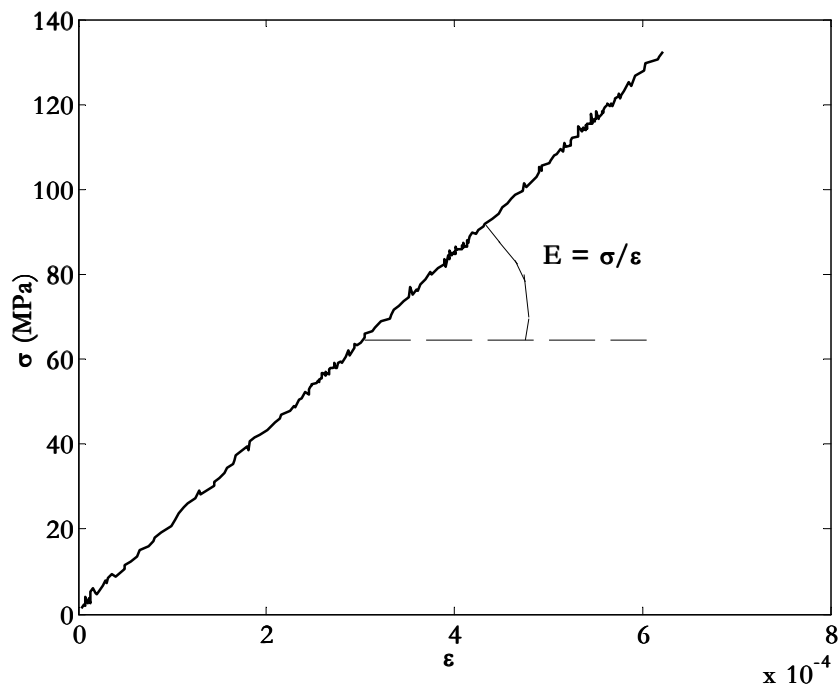


Figure VI-12 : Comportement élastique le long de l'échantillon ($\sigma_{nom} - \varepsilon_{long}$).

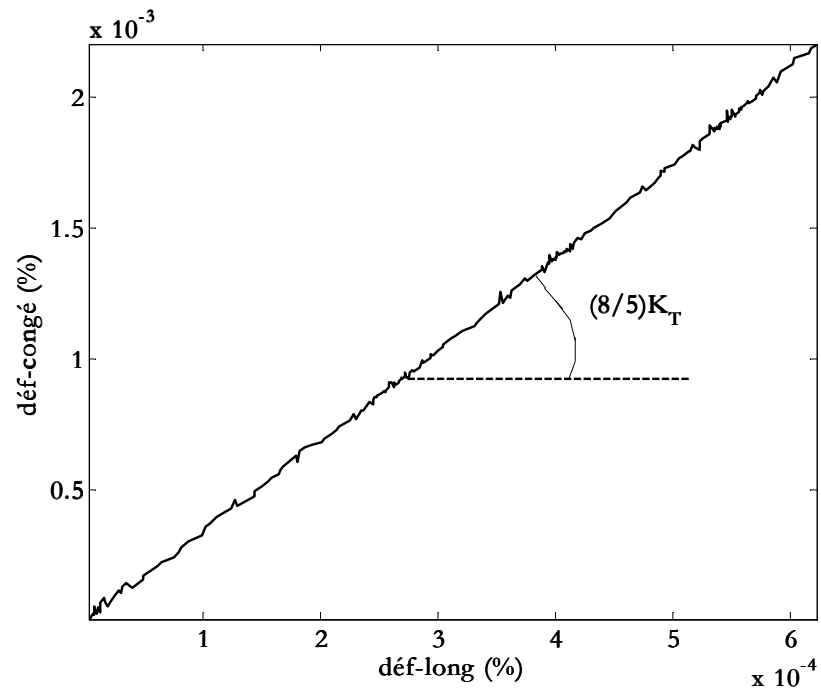


Figure VI-13 : Déformation mesurée dans le congé ($\varepsilon_{\text{congé}} - \varepsilon_{\text{long}}$).

Les valeurs du module d'Young E et du facteur de concentration de contraintes K_T valent respectivement 207 000 MPa et 2,05. Nous pouvons alors vérifier que la valeur expérimentale du facteur K_T est en bon accord avec les résultats obtenus numériquement.

CHAPITRE VII:

CALCUL DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES

La Mécanique de la Rupture permet d'étudier quantitativement le phénomène de propagation de fissures de fatigue. La théorie indique que les contraintes et les déformations à l'extrémité d'une fissure, si la zone plastique est de très petite dimension (plasticité confinée), sont fonction d'un seul paramètre : le facteur d'intensité des contraintes K (FIC). Ce facteur est lui-même fonction de la contrainte appliquée σ_{app} , de la racine carrée de la longueur de fissure, et d'un paramètre prenant en compte la géométrie de la pièce appelé *fonction complaisance*. En fatigue, les points donnant la vitesse de propagation de la fissure da/dN en fonction de ΔK s'alignent expérimentalement selon une droite (Chapitre I) en échelle bi-logarithmique. Toutefois, aux faibles valeurs de ΔK ainsi qu'aux fortes valeurs de ce paramètre, lorsqu'on s'approche respectivement du seuil de propagation ΔK_{seuil} et de la ténacité K_{IC} du matériau, la courbe n'est plus linéaire.

Dans ce chapitre, nous allons nous attacher à la détermination du paramètre K dans le cas d'une fissure présente dans l'éprouvette munie d'un congé, étudiée dans le Chapitre VI et pour laquelle nous connaissons désormais la répartition des contraintes. Ces calculs aux éléments finis sont en effet indispensables si nous souhaitons représenter les résultats expérimentaux des fissures courtes dans un diagramme $da/dN - \Delta K$ et les comparer aux courbes de propagation des fissures longues. Afin de valider notre méthode nous débuterons cette étude par des calculs numériques portant sur l'éprouvette SENT afin de comparer les résultats obtenus à ceux issus des normes ASTM.

Plus particulièrement, nous allons étudier le FIC pour trois types de fissures : fissure longue (traversante) dans l'éprouvette SENT, fissure courte de surface et fissure courte de coin dans l'éprouvette munie d'un congé. Ces deux derniers cas seront traités pour plusieurs longueurs (80 μm , 100 μm et 500 μm) et formes du front de fissure ($a/c = 0,8$ et $a/c = 1$) ainsi que dans le cas de chargements élastiques et élastoplastiques. Le calcul du FIC sera établi par la méthode de l'intégrale J .

Nous calculerons l'intégrale J par la méthode des éléments finis ; puis, à partir de ces résultats, nous proposerons des formules empiriques pour estimer facilement le FIC.

Par raison de symétrie, nous ne modéliserons par la suite que :

- une demi éprouvette pour les fissures longues ;
- un quart d'éprouvette pour les fissures courtes de surface ;
- une demi éprouvette pour les fissures courtes de coin.

VII-1 Mécanique de la Rupture

VII-1-1 Mécanique linéaire de la rupture

L'objet essentiel de la Mécanique Linéaire de la Rupture (MLR), utilisée pour décrire l'avancée cyclique d'une fissure dans un solide élastique, réside dans la caractérisation du champ de contrainte et de déformation près de la pointe de fissure. A partir des fonctions de contraintes introduites par Westergaard, la répartition des contraintes en régime élastique au voisinage immédiat de la pointe de fissure, est de la forme :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + o\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right) \quad (\text{VII-1})$$

avec $o\left(\frac{1}{\sqrt{r}}\right)$ négligeable devant $\frac{1}{\sqrt{r}}$ quand r tend vers 0.

(r, θ) représentent les coordonnées polaires du point considéré par rapport à la pointe de fissure, f_{ij} des fonctions de θ sans dimension et K le facteur d'intensité des contraintes caractéristique du mode d'ouverture I, II et III.

Dès lors que ce champ asymptotique (qui néglige les termes du second ordre) peut être considéré comme dominant la répartition des contraintes dans une zone située au voisinage de la fissure et grande par rapport à l'échelle de déformation microstructurale, l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes apparaît comme un coefficient, indépendant de la configuration, définissant de manière unique le champ des contraintes locales en pointe d'une fissure élastique et pouvant être utilisé comme paramètre caractéristique.

L'une des principales limites de cette approche, en particulier en ce qui concerne la validité du paramètre K , provient du fait qu'il existe un état de plastification locale. En effet, selon la relation [VII-1] lorsque r tend vers 0, la contrainte σ tend vers l'infini. En réalité, lorsque la contrainte locale atteint la limite d'élasticité σ_E , il se forme une zone plastifiée en pointe de fissure.

Dans le cas où cette zone plastique est faible comparée à l'étendue du domaine de variation rapide du champ de contraintes, lui-même faible par rapport aux dimensions de la structure fissurée, nous pouvons considérer que sa présence ne provoque pas de perturbation sensible et que l'approche élastique linéaire reste valable.

VII-1-2 Intégrale de Rice

Dans un plan de chargement où une fissure, dont les surfaces sont libres, est présente, on définit un contour Γ autour de la pointe de la fissure (Figure VII-1). Pour caractériser la singularité du champ de contrainte au voisinage de la pointe de la fissure, on étudie une intégrale de contour que l'on peut déduire de la loi de conservation de l'énergie. Pour un chargement élastoplastique, Rice [Ric86] a défini un paramètre caractérisant le champ de contrainte en pointe de fissure, appelé *intégrale J*. Celle-ci représente la variation minimum d'énergie potentielle due à la croissance de la fissure. En élasticité, Rice a défini l'intégrale de contour comme suit :

$$J = \int_{\Gamma} W_e dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dS$$

avec :

- Γ un contour fermé entourant la pointe de la fissure (Figure VII-1) ;
- W_e la densité d'énergie de déformation élastique égale à $W_e = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon$;
- T_i le vecteur contrainte appliqué sur dS égal à $\sigma_{ij}n_j$, n_j étant les normales au contour Γ ;
- u_i le déplacement associé à T_i .

Le calcul de l'intégrale J (ou de Rice) sera utilisé pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte. En élasticité, J est égale à l'énergie de propagation d'une fissure définie par Griffith et notée G : pour un solide élastique, G correspond à l'énergie spécifique de création de surface libre. L'énergie G est reliée au facteur d'intensité de contrainte K par la relation suivante (VII-2) :

$$J = G = \frac{K_I^2}{E'} \quad \text{(VII-2)}$$

avec

$$E' = E \quad \text{en contraintes planes}$$

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad \text{en déformations planes}$$

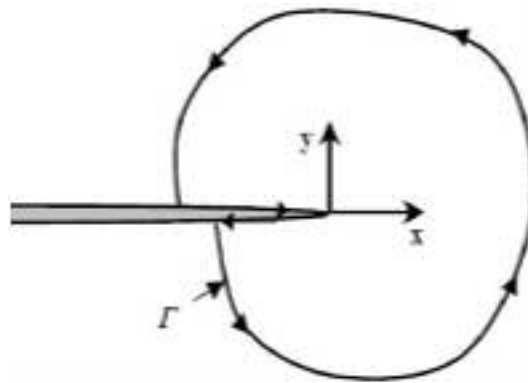


Figure VII-1 : Contour arbitraire Γ autour de la fissure.

Lorsque la structure étudiée n'est pas entièrement plastifiée, autrement lorsqu'on n'est pas en plastification étendue, l'intégrale J est théoriquement indépendante du contour. Cette invariance de J vis-à-vis de Γ permet de choisir un contour éloigné de la pointe de la fissure. Ceci évite les imprécisions liées aux erreurs importantes qui affectent généralement le calcul des champs mécaniques singuliers au voisinage de la pointe de fissure.

VII-2 Calcul du FIC appliqué à l'éprouvette SENT

Dans le cas de cette éprouvette normalisée, nous sommes en présence d'une fissure traversante. Aussi, pour cette raison, nous pourrions nous contenter d'une modélisation bidimensionnelle lors de cette étude. Pour des raisons de symétrie, seule la moitié de l'éprouvette SENT sera maillée. Nous avons utilisé deux types d'éléments à 8 nœuds. Il s'agit d'éléments quadrangles, quadratiques à intégration réduite : CPE8R en déformation plane et CPS8R en contrainte plane (Figure VII-2).

Le maillage de l'éprouvette est présenté dans la Figure VII-3. Afin d'améliorer la convergence du calcul et d'aboutir à un résultat plus fiable, un maillage fin et rayonnant est appliqué autour de la fissure (Figure VII-4). Pour réaliser ce type de maillage, nous avons remaillé tous les éléments en contact avec la pointe de la fissure pour avoir des éléments triangulaires disposant toujours de 8 nœuds. Pour cela, nous avons imposé aux nœuds 1 et 2 les mêmes coordonnées et les mêmes déplacements que le nœud 5 (Figure VII-2). Nous n'avons pas utilisé d'éléments triangulaires directement à la pointe de la fissure car le code ABAQUS impose des éléments quadrangles autour des points définissant le contour utilisé dans le calcul de l'intégrale J .

Dans la pratique, le contour Γ de l'intégrale est défini par l'ensemble des nœuds du maillage des éléments finis. L'intégration numérique est effectuée sur chaque côté des éléments qui constituent le contour (Figure VII-5).

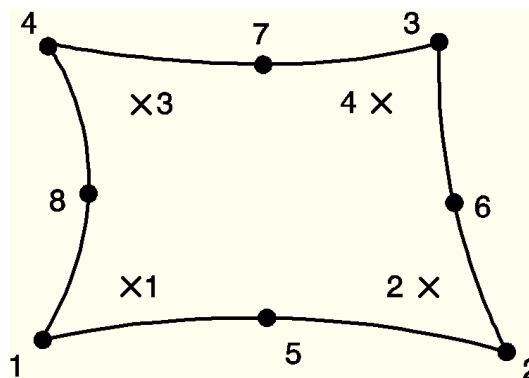


Figure VII-2 : Élément à 8 nœuds avec ses points d'intégration.

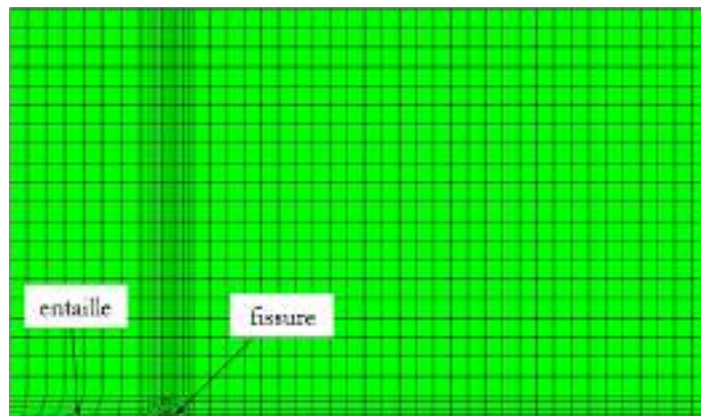


Figure VII-3 : Maillage de la moitié de l'éprouvette SENT.

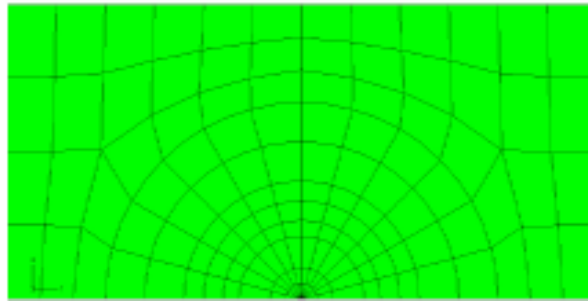


Figure VII-4 : Maillage rayonnant au voisinage de la fissure.

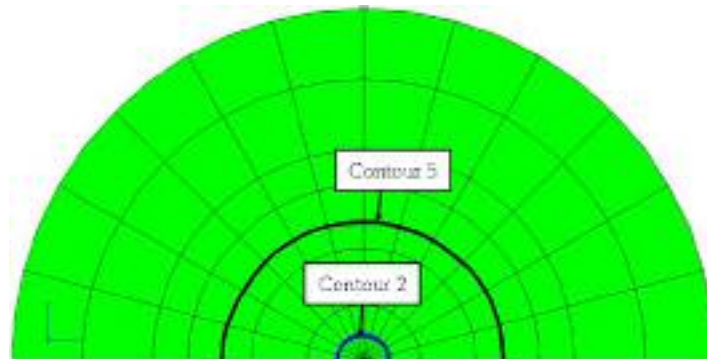
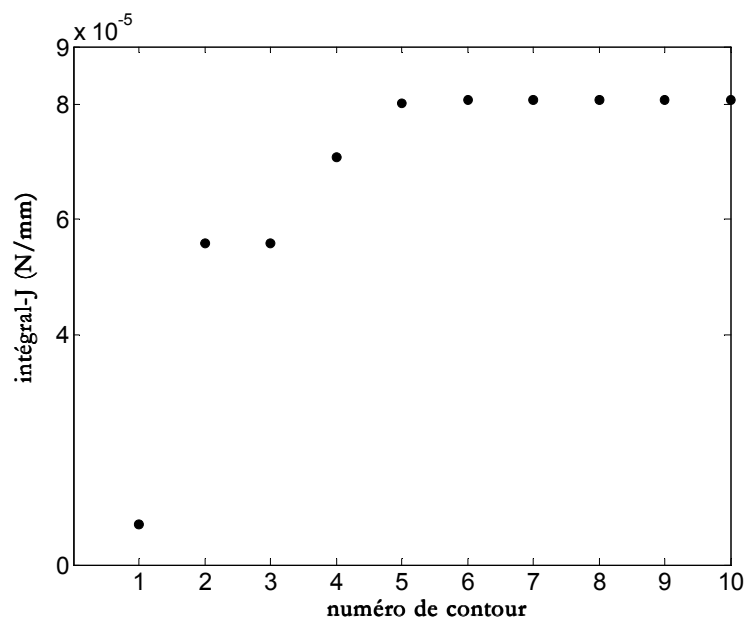


Figure VII-5 : Détail des contours.

Pour une longueur de fissure donnée, et à l'aide du code de calcul ABAQUS, l'indépendance de l'intégrale J vis-à-vis du contour a tout d'abord été vérifiée. Pour cela, nous avons effectué un calcul sur les dix premiers contours, de telle sorte que chaque contour présente une couche d'éléments autour de la fissure. Les valeurs trouvées sont stables à partir du cinquième contour pour des longueurs de fissures inférieures à $100\ \mu\text{m}$ (Figure VII-6) et à partir du deuxième contour lorsque la longueur de fissure est supérieure à $100\ \mu\text{m}$ (Figure VII-7). La documentation d'ABAQUS suggère de prendre la moyenne des calculs issue des différents contours sans prendre en compte la valeur du premier contour.

Figure VII-6 : Evolution de J en fonction des contours ($a = 4,035\ \text{mm}$).

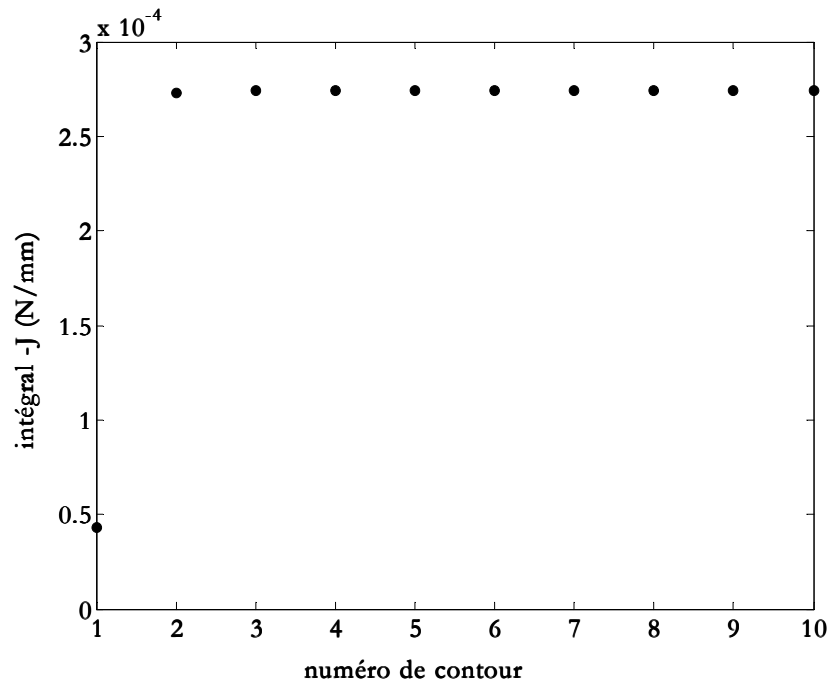


Figure VII-7 : Evolution de J en fonction des contours ($a = 9$ mm).

Comme nous l'avons dit précédemment, nous avons utilisé deux types d'éléments lors de nos calculs : CPE8R (état de déformations planes) et CPS8R (état de contraintes planes). Les résultats de calcul ne nous montrent aucune différence significative pour les deux types d'éléments (Figure VII-8). Dans cette figure, nous avons tracé la moyenne des valeurs de l'intégrale J sur dix contours en fonction de la longueur de la fissure pour les éléments CPE8R et CPS8R. Dans la suite, nous utiliserons exclusivement les éléments CPE8R.

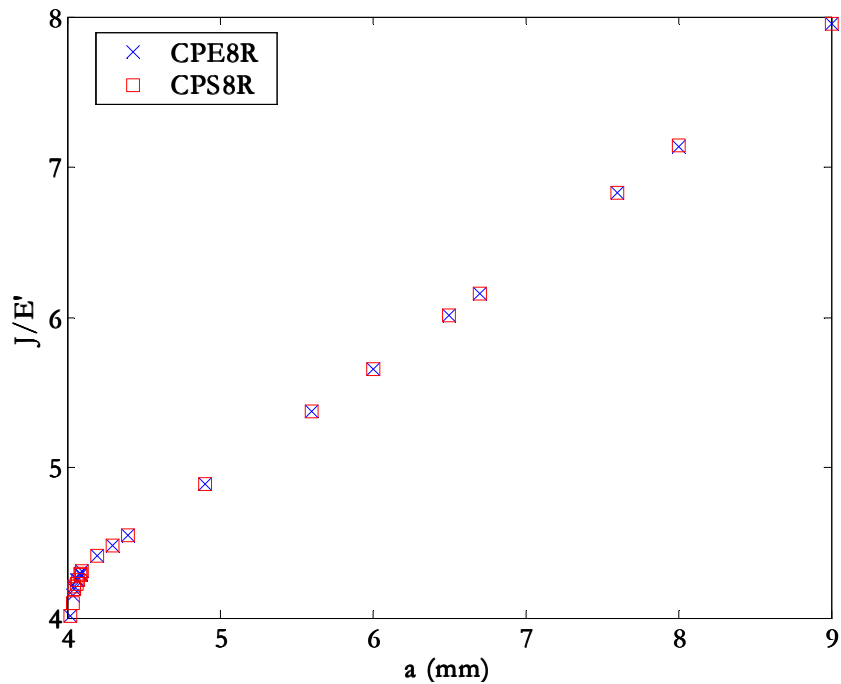


Figure VII-8 : Comparaison des résultats pour les éléments CPE8R et CPS8R.

Le calcul de l'intégrale J nous a permis de déterminer le facteur d'intensité de contrainte en utilisant les équations établies ci-dessus. Ces valeurs obtenues lors de ces calculs seront comparées à celles déterminées à partir des expressions analytiques proposées pour différents types d'éprouvettes. Pour les éprouvettes SENT, les valeurs de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK sont données à partir des formules polynomiales que l'on trouve dans les ouvrages spécialisés [Roo75]. Ces formules sont de la forme suivante :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right)$$

avec $f\left(\frac{a}{w}\right) = \alpha_1\left(\frac{a}{w}\right)^{1/2} + \alpha_2\left(\frac{a}{w}\right)^{3/2} + \alpha_3\left(\frac{a}{w}\right)^{5/2} + \alpha_4\left(\frac{a}{w}\right)^{7/2} + \alpha_5\left(\frac{a}{w}\right)^{9/2}$

Les constantes α_1 , α_2 , α_3 , α_4 , et α_5 sont données dans le Tableau VII-1 :

α_1	α_2	α_3	α_4	α_5
1,99	-0,41	18,7	-38,48	53,85

Tableau VII-1 : Valeurs des constantes α_i .

ΔP = amplitude du chargement appliqué à l'éprouvette (en N) ;

a , B , w = longueur de fissure, épaisseur et largeur de l'éprouvette (en mm) ;

$f(a/w)$ = fonction qui rend compte de la variation de complaisance lorsque la longueur a varie.

La Figure VII-9 a pour but de comparer l'évolution du facteur d'intensité de contrainte en fonction de la longueur de fissure obtenue numériquement, à celle obtenue à partir des polynômes proposés par les normes ASTM.

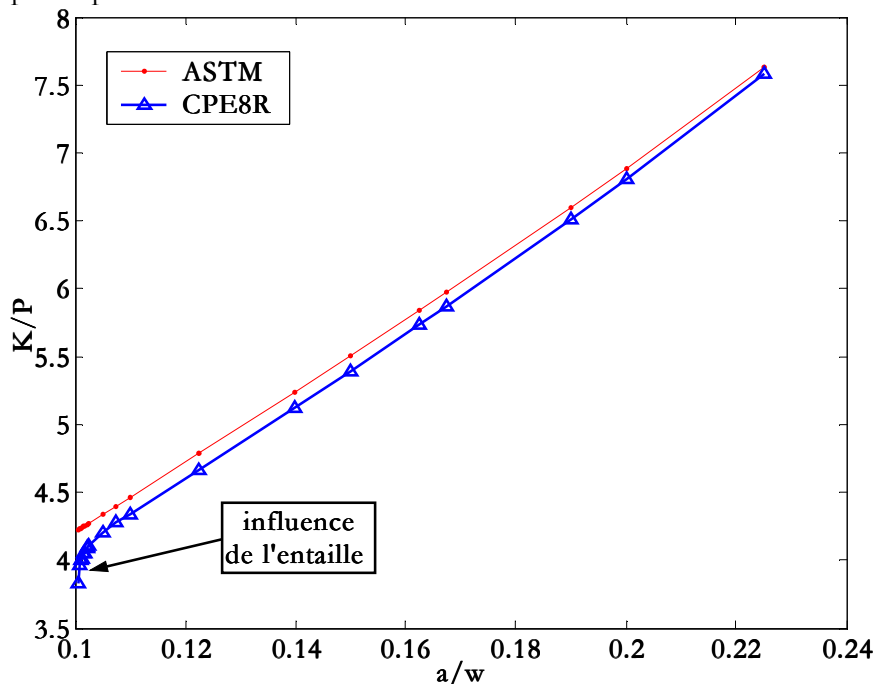


Figure VII-9 : Comparaison entre les évolutions du facteur d'intensité de contrainte, calculé numériquement et à l'aide des relations ASTM.

Dans cette figure, nous avons représenté le rapport entre le facteur d'intensité de contrainte et la charge appliquée (K/P) en fonction du rapport entre la longueur de fissure et la largeur de l'éprouvette (a/w). Ces courbes montrent une différence notable entre les résultats issus du calcul ABAQUS et des équations ASTM pour des longueurs de fissures inférieures à 4,2 mm ($0,1 < a/w < 0,105$). Cette différence est liée à l'influence de la zone plastique de l'entaille. Au fur et à mesure que la fissure se propage, celle-ci va s'éloigner de la zone influencée par l'entaille et les deux courbes présentent alors une très faible différence de l'ordre de 1% à partir de $a/w=0,2$.

A la vue des résultats numériques obtenus grâce à la méthode de l'intégrale J , appliquée à un maillage rayonnant au cas de l'éprouvette SENT, nous pouvons noter une parfaite concordance avec ceux issus des normes ASTM. Ceci nous permet d'une part, de valider la méthode employée et ainsi d'envisager une application au cas tridimensionnel représenté par la seconde éprouvette. De plus, compte tenu du fait que dans la pratique les mesures de longueur de fissure s'effectue lorsque celle-ci est éloignée de plus d'un millimètre de l'entaille (chapitre VIII), nous pourrions nous contenter d'appliquer les relations proposées par la norme ASTM dans un souci de simplicité.

VII-3 Calcul du FIC appliqué à l'éprouvette munie d'un congé

VII-3-1 Méthode du zoom structural

La technique du *zoom structural* ou « *submodeling* » permet d'étudier la partie locale d'un modèle avec un maillage plus raffiné que celui utilisé dans le modèle initial. Elle est basée sur l'interpolation de la solution du modèle initial. Cette méthode est particulièrement utile lorsqu'il est nécessaire d'obtenir précisément la solution détaillée dans une région donnée où peuvent se trouver un défaut, une entaille, une fissure... Nous supposons bien sûr que le « défaut » situé dans cette région possède un effet négligeable sur l'ensemble de la solution. Pour créer un sous-modèle, il est nécessaire de suivre le processus suivant :

- ❑ il est tout d'abord nécessaire de créer un modèle complet sans se préoccuper de la présence éventuelle de défauts. Ce modèle portera le nom de *modèle global*. Les données de base des résultats, qui seront produites par ce modèle global, seront par la suite employées pour gouverner le sous-modèle ;
- ❑ après un calcul effectué sur le modèle global, un nouveau modèle sera employé pour définir un *sous-modèle* et réaliser un zoom structural sur une partie du modèle global. La géométrie de celui-ci sera directement prélevée à partir du modèle global ;
- ❑ finalement, on applique l'état de conditions limites au sous-modèle. Dans la plupart des cas, on applique les conditions limites aux bords et aux faciès qui ont été créés quand on a extrait le sous-modèle du modèle global. On peut prescrire d'autres états de conditions aux limites aux mêmes régions ; par exemple une condition de symétrie. Les conditions aux limites prescrites ont la priorité sur l'état de conditions limites appliqué au sous-modèle.

L'utilisation du zoom structural possède plusieurs avantages parmi lesquels :

- ❑ changement du type d'élément employé dans le sous-modèle ; cependant, nous ne pouvons pas changer l'aspect dimensionnel : le modèle global et le sous-modèle doivent être bidimensionnels ou tridimensionnels ;
- ❑ définition du sous-modèle lors d'une analyse séparée de l'analyse globale. Le seul lien entre le sous-modèle et le modèle global est le transfert des valeurs issues de l'analyse

- globale aux nœuds appropriés qui fourniront les conditions aux limites du sous-modèle ;
- analyse du sous-modèle menée distinctement de celle du modèle global. Celui-ci peut d'ailleurs être employé à tout niveau ; de plus, le sous-modèle peut également être utilisé comme modèle global en vue d'un autre sous-modèle ;
 - globalement, l'utilisation de cette méthode permet de réduire le temps de calcul de manière considérable.

Afin de valider cette méthode, nous avons tout d'abord recalculé les valeurs de l'intégrale J sur les éprouvettes SENT en utilisant cette fois la technique du zoom structural. Nous n'avons alors obtenu aucune différence notable par rapport aux calculs précédents (§ VII-2). Un calcul a également été effectué dans le cas de la configuration « classique » tridimensionnelle traitée par Newman et Raju (éprouvette parallélépipédique munie d'une fissure circulaire). Les résultats de calcul n'ont alors montré aucune différence notable liée à l'utilisation de la méthode du zoom structural. Dans la suite de notre travail, nous utiliserons donc cette technique sur les éprouvettes munies d'un congé, afin de raffiner plus facilement le maillage dans la région voisine de la fissure.

VII-3-2 Choix des éléments

Dans ce cas de figure, nous avons dû utiliser une modélisation tridimensionnelle ; toutefois, en raison de la symétrie, nous n'avons maillé qu'un quart de l'éprouvette dans le cas de fissures de surface. Afin de disposer d'un maillage plus fin autour de la fissure, qui nous fournira une solution précise et détaillée, nous avons utilisé la méthode du zoom structural décrite dans le paragraphe précédent. Dans cette étude, nous avons utilisé des éléments linéaires (C3D8R) à 8 nœuds et des éléments quadratiques (C3D20R) à 20 nœuds avec intégration réduite (Figure VI-1 et Figure VI-2) Les maillages du modèle global (quart d'éprouvette) et du sous-modèle sont présentés dans les Figure VII-10 et Figure VII-11.

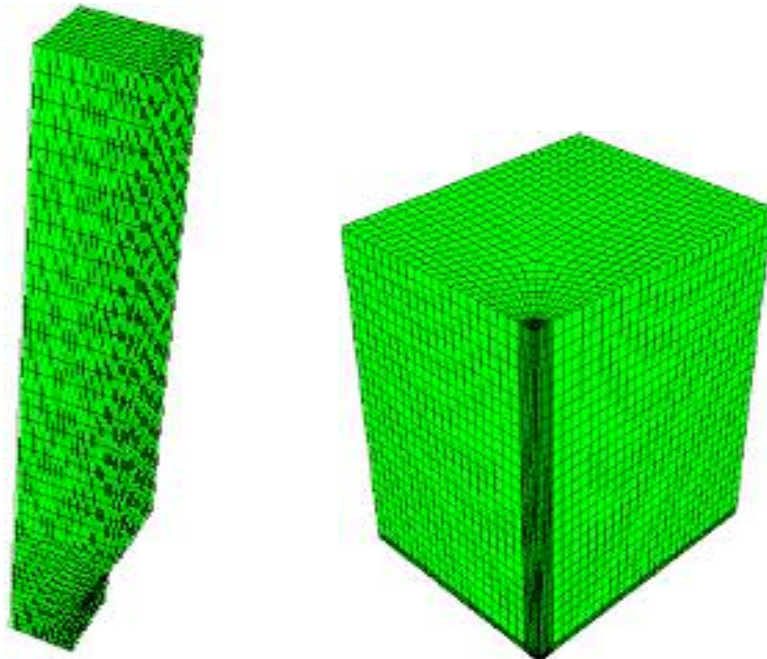


Figure VII-10 : Exemple de maillage d'un quart d'éprouvette avec une partie extraite en tant que sous-modèle.

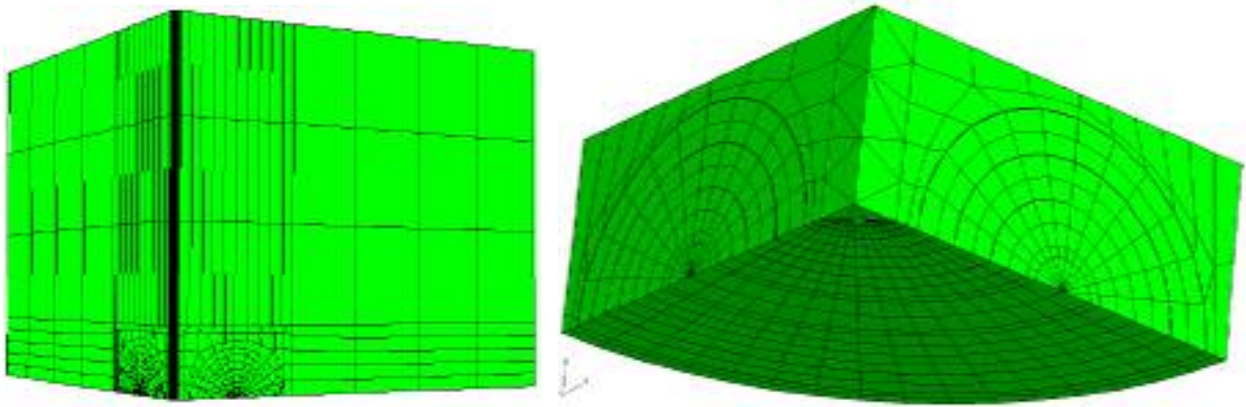


Figure VII-11 : Zoom sur le maillage autour de la fissure.

VII-4 Calcul du FIC dans le cas d'une fissure de surface

Dans un premier temps, nous allons utiliser la méthode du zoom structural pour déterminer les valeurs de l'intégrale J dans le cas d'une fissure de surface. Nous utiliserons alors les équations (VII-2) pour relier les valeurs de l'intégrale J à celles du facteur d'intensité de contrainte K_I . Parallèlement à ce calcul aux éléments finis, nous évaluerons K_I à partir des expressions proposées par Newman et Raju [New83, Raj97(1), Raj97(2)] en y introduisant la répartition des contraintes obtenues numériquement dans le Chapitre VI. Ce travail sera effectué dans des configurations élastiques mais également élastoplastiques. Enfin, nous comparerons l'ensemble des résultats obtenus.

VII-4-1 Formulation du FIC pour un chargement uniforme

Rappelons, que dans le cas d'une fissure de surface semi-elliptique présente dans une plaque de dimensions finies (Figure VII-12), la formulation du FIC proposée par Newman et Raju, pour une répartition uniforme de la contrainte dans l'échantillon, est la suivante (VII-3) :

$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{E(k)} F_s\left(\frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \frac{c}{w}, \varphi\right) \quad (\text{VII-3})$$

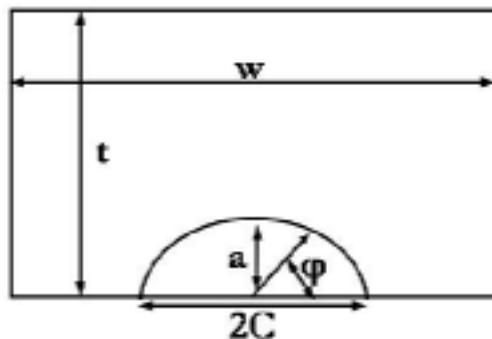


Figure VII-12 : Configuration et notations de la fissure de surface.

où σ est la contrainte de traction, $E(k)$ l'intégrale elliptique complète de seconde espèce, a et C représentent respectivement la profondeur et la demi longueur de la fissure en surface, w et t

sont la longueur et l'épaisseur de la plaque, φ un paramètre angulaire. Enfin, F_S est appelé facteur de correction et peut s'écrire :

$$F_S = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right] g \cdot f_\varphi \cdot f_x$$

où pour $\frac{a}{c} \leq 1$:

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \frac{a}{c}$$

$$M_2 = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + \frac{a}{c}}$$

$$M_3 = 0.5 - \frac{1}{0.65 + \frac{a}{c}} + 14 \left(1 - \frac{a}{c} \right)^{24}$$

$$g = 1 + \left[0.1 + 0.35 \left(\frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \varphi)^2$$

$$f_w = \left[\sec \left(\frac{\pi c}{2w} \sqrt{\frac{a}{t}} \right) \right]^{1/2}$$

$$f_\varphi = \left[\left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi \right]^{1/4}$$

$$E^2(K) = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65}$$

VII-4-2 Chargement élastique

Le calcul de l'intégrale J est établi autour de la fissure, pour plusieurs tailles et types de fissures : profils circulaires ($a/c = 1$; $a = 100 \mu\text{m}$ et $a = 500 \mu\text{m}$) et elliptique ($a/c = 0,8$; $a = 80 \mu\text{m}$). Dans les Figure VII-13 et Figure VII-14, nous avons tracé la valeur de l'intégrale J en fonction des contours respectivement pour une fissure de surface circulaire ($a = 100 \mu\text{m}$) et elliptique ($a = 80 \mu\text{m}$) pour $\varphi = \pi/4$. Ces figures vérifient bien l'indépendance de l'intégrale J par rapport au contour. En effet, la valeur devient constante à partir du troisième contour. Par la suite, nous utiliserons la valeur moyenne sur les contours sans prendre en compte celle issue du premier contour.

Nous avons calculé l'intégrale J pour plusieurs valeurs de φ comprises entre 0 et $\pi/2$. Afin de comparer les résultats de calculs en utilisant les éléments C3D8R et C3D20R, nous avons tracé dans les Figure VII-15 et Figure VII-16, l'évolution de $K/P\sqrt{a}$ en fonction de l'angle φ pour des fissures de surface circulaires de taille 100 μm et 500 μm .

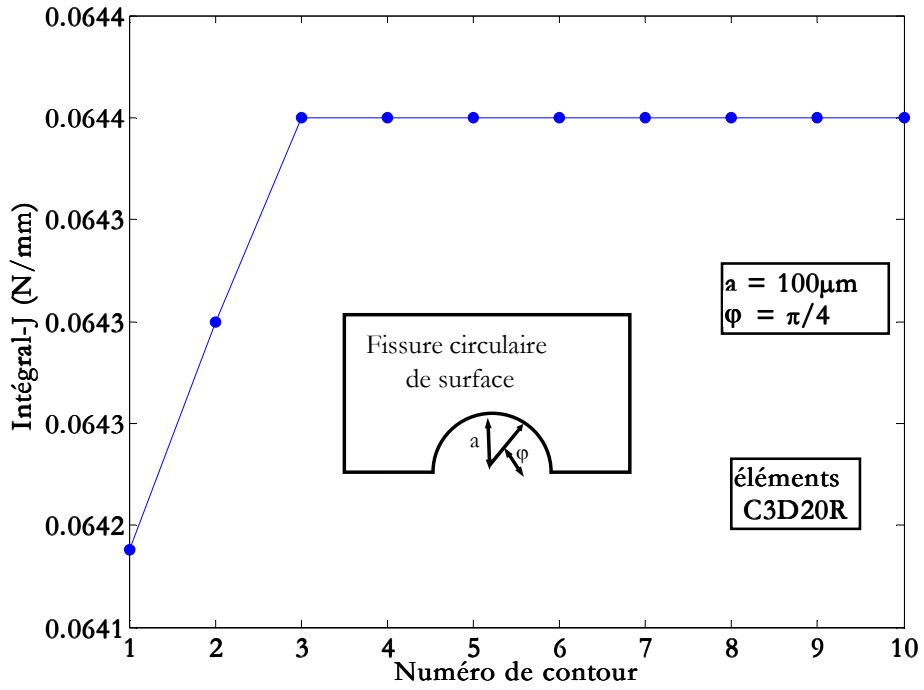


Figure VII-13 : Calcul de J pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$).

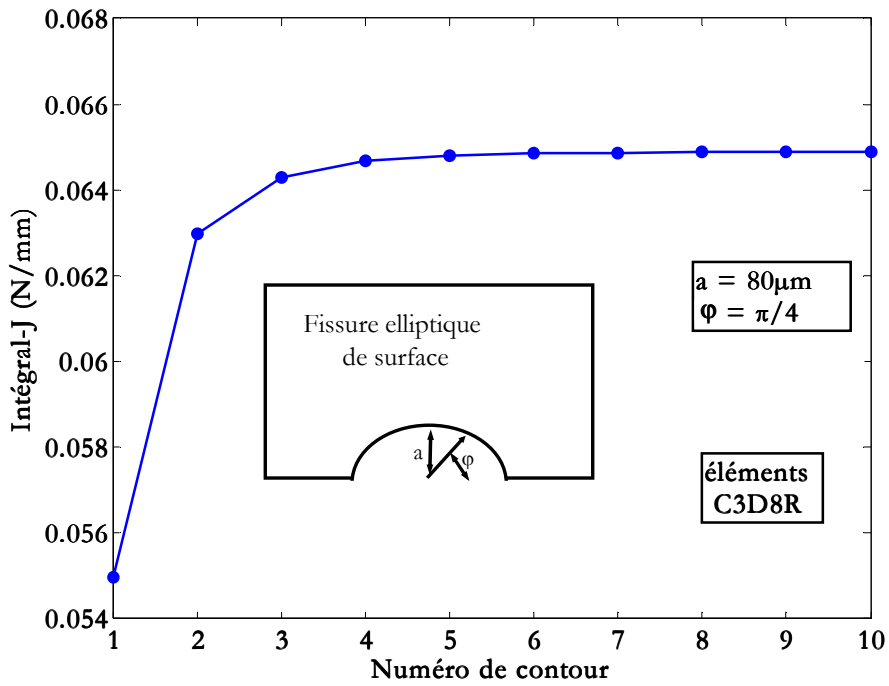


Figure VII-14 : Calcul de J pour une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$).

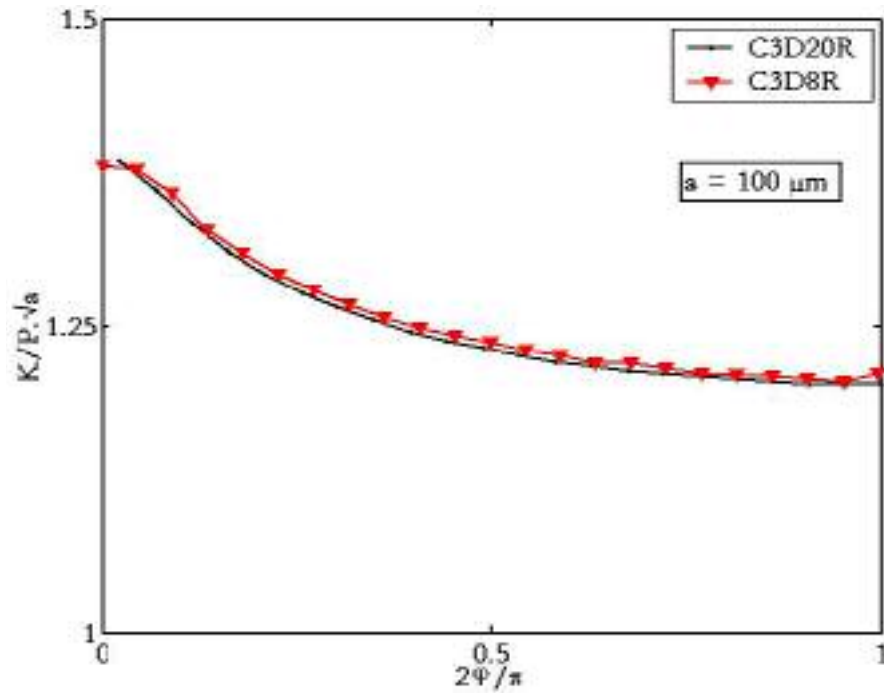


Figure VII-15 : Comparaison des valeurs de K pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$) pour deux types d'éléments (C3D8R et C3D20R).

Nous désignons par K le facteur d'intensité de contrainte et P la charge appliquée à l'éprouvette ; enfin, a désigne la profondeur de la fissure. Ces figures montrent qu'il n'y a pas de différence significative entre les résultats en utilisant des éléments C3D8R ou C3D20R. Le facteur d'intensité de contrainte, plus élevé en surface, diminue pour des valeurs de ϕ comprises entre 0 et $\pi/4$, ensuite il se stabilise lorsqu'on s'approche de $\phi = \pi/2$.

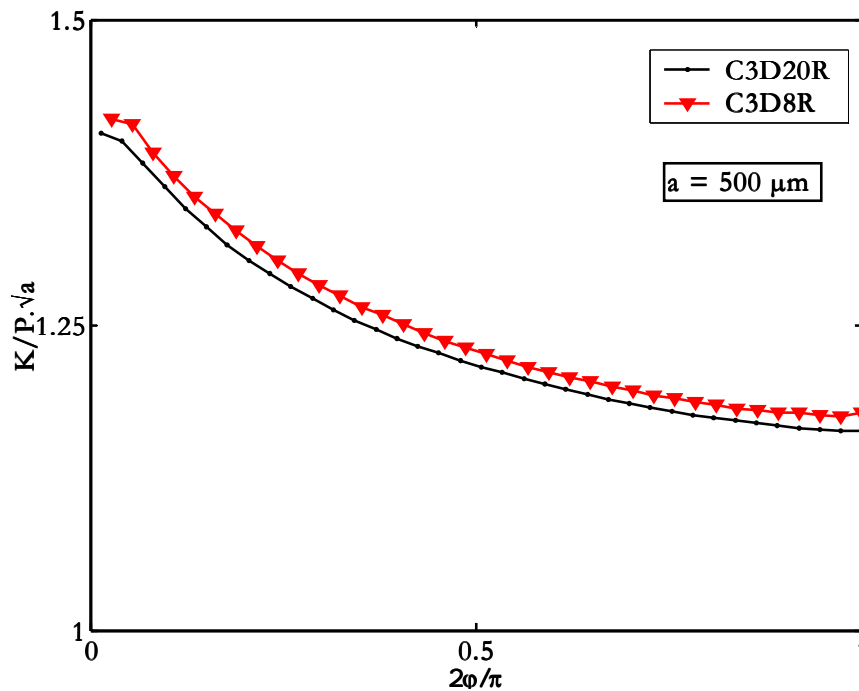


Figure VII-16 : Comparaison des valeurs de K pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 500 \mu\text{m}$) pour deux types d'éléments (C3D8R et C3D20R).

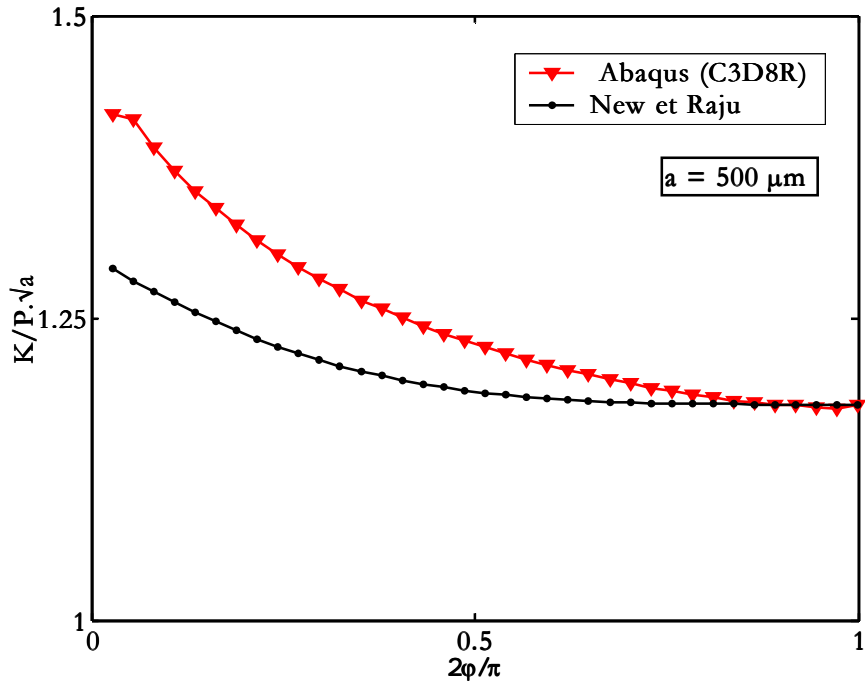


Figure VII-17 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju ($a/c = 1$ et $a = 500 \mu\text{m}$).

Dans la Figure VII-17, nous avons comparé les valeurs de $K/P\sqrt{a}$ issues du calcul ABAQUS avec celles provenant des équations proposées par Newman et Raju pour une fissure circulaire de surface ($a = 500 \mu\text{m}$). Cette figure montre que pour $0 < \varphi < 3\pi/4$ le calcul ABAQUS donne des valeurs maximales de K plus élevées que celles obtenues avec les équations de Newman et Raju. En effet, la différence est de l'ordre de 10% pour $\varphi = 0$, puis s'amenuise pour finalement devenir nulle pour $\varphi = \pi/2$.

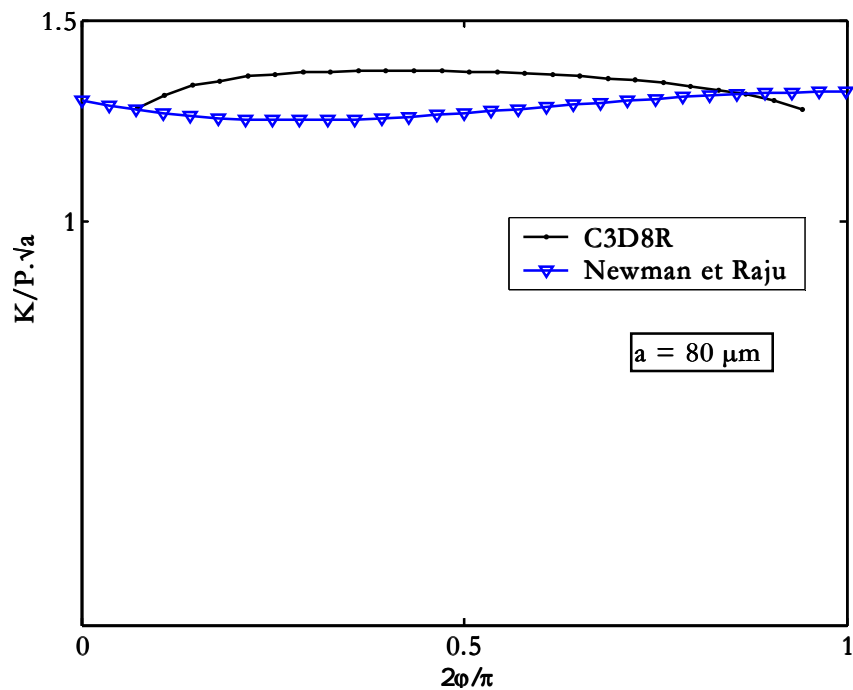


Figure VII-18 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju pour une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$).

Nous verrons par la suite que le front de la fissure n'est pas toujours circulaire. En effet, nous avons remarqué qu'après rupture par fatigue, les fronts de fissuration possèdent une forme semi-elliptique (Partie D). Comme dans le cas des fissures circulaires, nous avons effectué des calculs par éléments finis pour des fissures semi-elliptiques avec un rapport longueur de fissure en surface sur profondeur $a/2c$ égal à 0,4. La Figure VII-18 montre un exemple de comparaison entre le calcul ABAQUS et les expressions analytiques de Newman et Raju pour une fissure elliptique de profondeur 80 μm .

Cette figure montre que la valeur du FIC reste pratiquement constante tout au long du front de fissure contrairement au cas de la fissure circulaire où le FIC diminue avec l'augmentation de φ : nous pouvons donc conclure sur la stabilité du front de fissuration elliptique correspondant à un rapport a/c égal à 0,8. Cette conclusion permet ainsi de retrouver numériquement un résultat expérimental (Chapitre XI).

En résumé, ces calculs par éléments finis nous ont permis d'estimer les valeurs de $K/P\sqrt{a}$ pour une fissure de surface circulaire et elliptique qui vaut à cœur pour $\varphi = \pi/2$:

$$\frac{K}{P\sqrt{a}} \approx 1,18 \quad \text{pour une fissure circulaire de surface} \quad \text{(VII-4)}$$

$$\frac{K}{P\sqrt{a}} \approx 1,32 \quad \text{pour une fissure elliptique de surface} \quad \text{(VII-5)}$$

VII-4-3 Chargement élastoplastique

La valeur du facteur de concentration de contrainte en surface est de l'ordre de 2,0 (Figure VI-9). Compte tenu des chargements appliqués à l'éprouvette, la plasticité à fond d'entaille reste confinée. Cette hypothèse nous permet d'appliquer, dans le cas élastoplastique, la même méthode de calcul de l'intégrale J que celle utilisée dans le cas élastique. Nous allons pour cela reprendre l'ensemble des calculs menés précédemment en introduisant cette fois la loi de comportement de l'acier S355NL établie expérimentalement et comparer les résultats obtenus. Ces calculs vont ainsi permettre de prendre en compte l'influence de la zone plastique formée lors de divers essais.

Les Figure VII-19 et Figure VII-20 indiquent les valeurs obtenues pour $K/P\sqrt{a}$ dans le cas de fissures circulaires et elliptiques et montrent une différence entre les résultats dans le cas du chargement élastique et du chargement élastoplastique. Dans le cas élastoplastique, nous pouvons en particulier noter une diminution des valeurs de $K/P\sqrt{a}$ par rapport au cas élastique : cette différence demeure au maximum de l'ordre de 10%.

Une éventuelle correction, apportée à la valeur de K par la plasticité, ne semble donc pas nécessaire dans notre cas d'étude. Dans l'ensemble des cas traités au cours de notre travail, le comportement reste très proche des estimations élastiques pour les chargements étudiés. Ces calculs suggèrent donc la validité d'une approche en termes de ΔK pour le cas des fissures de surface.

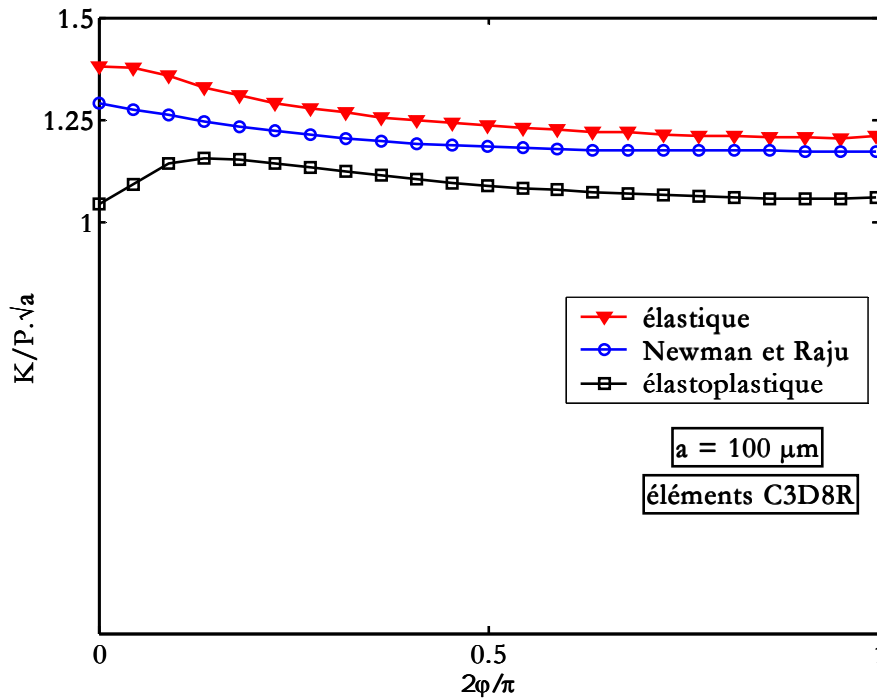


Figure VII-19 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$, $\sigma_{app} = 260 \text{ MPa}$).

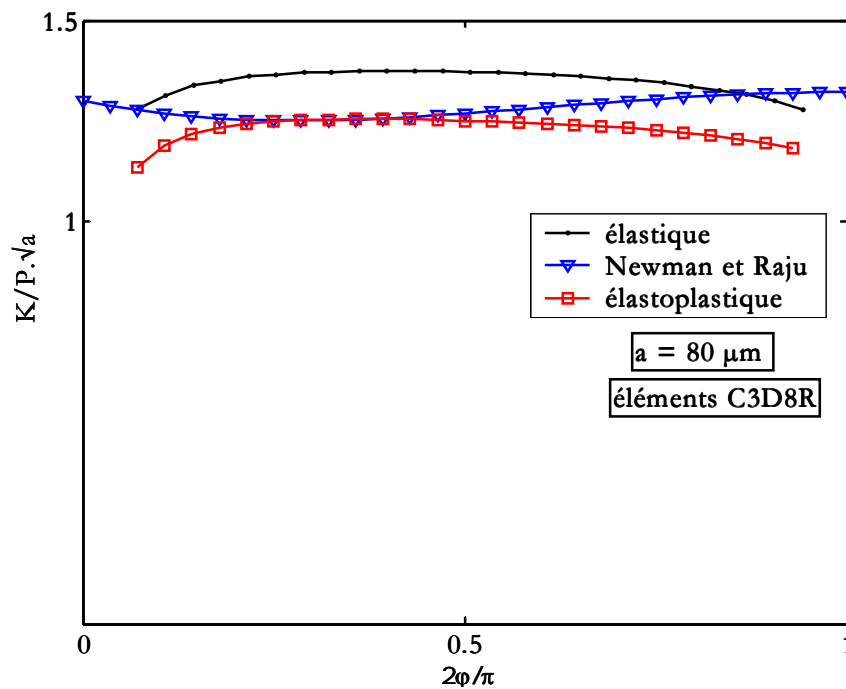


Figure VII-20 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique pour une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$, $\sigma_{app} = 260 \text{ MPa}$).

VII-4-4 Correction possible

Dans le cas d'un chargement élastoplastique, cette différence pourrait par exemple être prise en compte par une correction de la longueur de fissure a due à cette zone plastique à l'aide d'un paramètre a_{zp} et considérer ainsi que la longueur de fissure serait :

$$a_{ep} = a + a_{r\bar{x}} \quad (\text{VII-6})$$

où $r_{z\bar{p}} = \frac{1}{n\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$, $n = 2$ en contraintes planes et 6 en déformations planes.

Le principe de cette correction de la zone plastique est d'associer, à la grandeur calculée sous un chargement élastoplastique sur une éprouvette fissurée, la même grandeur sous un chargement élastique avec une fissure de longueur majorée. Dans notre étude, la grandeur est l'intégrale J . La correction entre J_p , déterminée dans le cas élastoplastique, et J_e , obtenue avec le même chargement dans le cas élastique, serait de la forme suivante :

$$J_p(a) = J_e(a) \left(1 + \frac{a + r_{z\bar{p}}}{a} \right) \quad (\text{VII-7})$$

où a est la longueur réelle de la fissure, la valeur de n sera déterminée par la correction.

Les corrections de zone plastique sont déterminées à partir du calcul de l'intégrale J dans le cas élastique et élastoplastique en tenant compte de la loi de comportement du matériau. La Figure VII-21 représente les variations $J_p/J_e - 1$ en fonction de $(K/\sigma_e)^2/a$ pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$) et une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$). Les valeurs des longueurs corrigées sont :

□ $r_{z\bar{p}} = \frac{1}{3,27\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$ pour les fissures circulaires, ce qui équivaut à une correction de l'ordre de $8 \mu\text{m}$;

□ $r_{z\bar{p}} = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$ pour les fissures elliptiques, ce qui équivaut à une correction de l'ordre de $6 \mu\text{m}$.

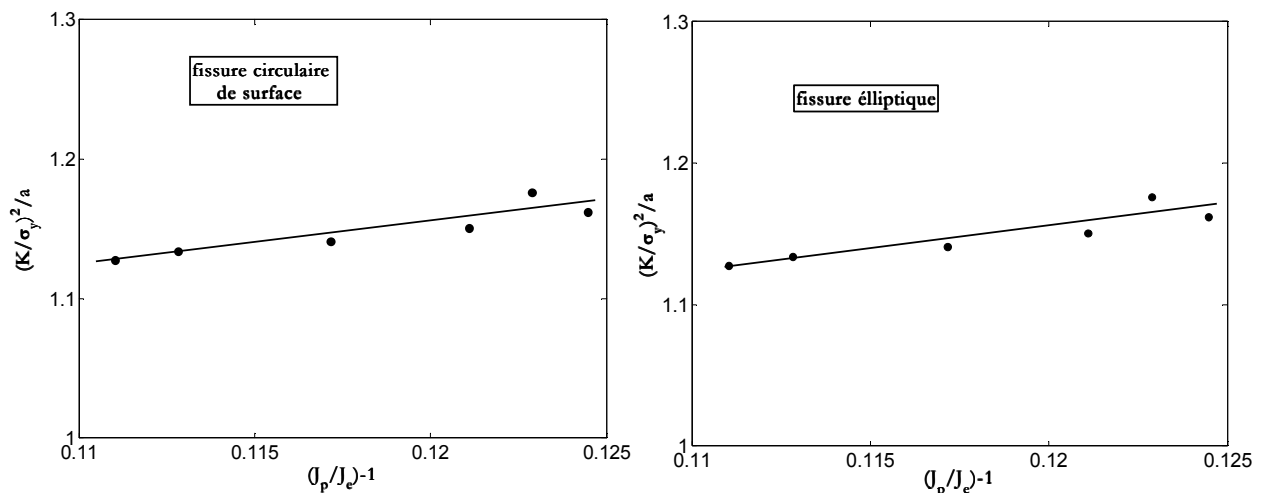


Figure VII-21 : Correction de la zone plastique

Les chargements appliqués sont légèrement supérieurs à la limite d'élasticité du matériau, ce qui donne un facteur d'intensité de contrainte faible et par conséquent, une petite correction de la longueur fissurée.

VII-5 Calcul du FIC dans le cas d'une fissure de coin

Pour l'étude des fissures de coin, nous utiliserons la même technique numérique que celle employée pour les fissures de surface (méthode du zoom structural). L'étude sera effectuée sur des fissures de coin circulaire et elliptique de différentes tailles. Pour des raisons de symétrie, une demi-éprouvette sera cette fois maillée et nous avons utilisé, comme dans le cas de fissures de surface, des éléments C3D8R et C3D20R. Parallèlement à ces calculs aux éléments finis, nous évaluerons K_I à partir des expressions proposées par Newman et Raju [New83, Raj97(1), Raj97(2)] en y introduisant la répartition des contraintes obtenues numériquement dans le Chapitre VI. Ce travail sera appliqué à des configurations élastiques mais également élastoplastiques. Enfin, nous comparerons l'ensemble des résultats obtenus.

VII-5-1 Formulation du FIC pour un chargement uniforme

Dans le cas d'une fissure de coin semi-elliptique présente dans une plaque de dimensions finies, la formulation du FIC proposée par Newman et Raju, pour une répartition uniforme de la contrainte dans l'échantillon, est la suivante (VII-8) :

$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{E(k)} F_c \left(\frac{a}{c}, \frac{a}{t}, \varphi \right) \quad (\text{VII-8})$$

où σ est la contrainte de traction appliquée, $E(k)$ l'intégrale elliptique complète de seconde espèce, c et a la longueur et la profondeur de la fissure, w et t la longueur et l'épaisseur de la plaque, φ un paramètre angulaire. F_c désigne le facteur de correction qui s'écrit :

$$F_c = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right] g_1 g_2 \cdot f_\varphi \quad (\text{VII-9})$$

où pour $\frac{a}{c} \leq 1$:

$$M_1 = 1.08 - 0.03 \left(\frac{a}{c} \right)$$

$$M_2 = -0.44 - \frac{1.06}{0.3 + \left(\frac{a}{c} \right)}$$

$$M_3 = -0.5 + 0.25 \left(\frac{a}{c} \right) + 14.8 \left(1 - \frac{a}{c} \right)^{15}$$

$$g_1 = 1 + \left[0.08 + 0.4 \left(\frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \varphi)^3$$

$$g_2 = 1 + \left[0.08 + 0.15 \left(\frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \cos \varphi)^3$$

$$f_\varphi = \left[\left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi \right]^{1/4}$$

$$E^2(K) = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65}$$

VII-5-2 Chargement élastique

Nous avons débuté cette étude par une vérification de l'indépendance de la valeur de l'intégrale J pour les fissures de coin circulaire (Figure VII-22) et elliptique (Figure VII-23) vis-à-vis du contour. Les Figure VII-24 à Figure VII-27 représentent les valeurs de K calculées à partir de l'intégrale J le long du front de fissure en coin de forme circulaire ($a/c = 1$; $a = 100 \mu\text{m}$ et $500 \mu\text{m}$) et elliptique ($a/c = 0,8$; $a = 80 \mu\text{m}$). Nous avons utilisé des éléments à 8 nœuds et 20 nœuds pour réaliser ces calculs.

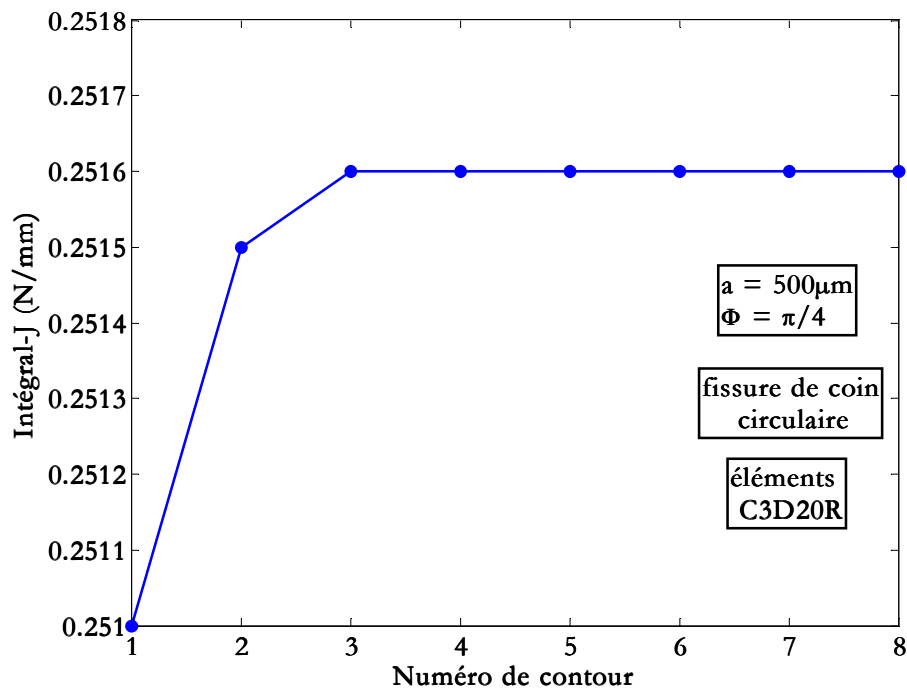


Figure VII-22 : Calcul de J pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 500 \mu\text{m}$).

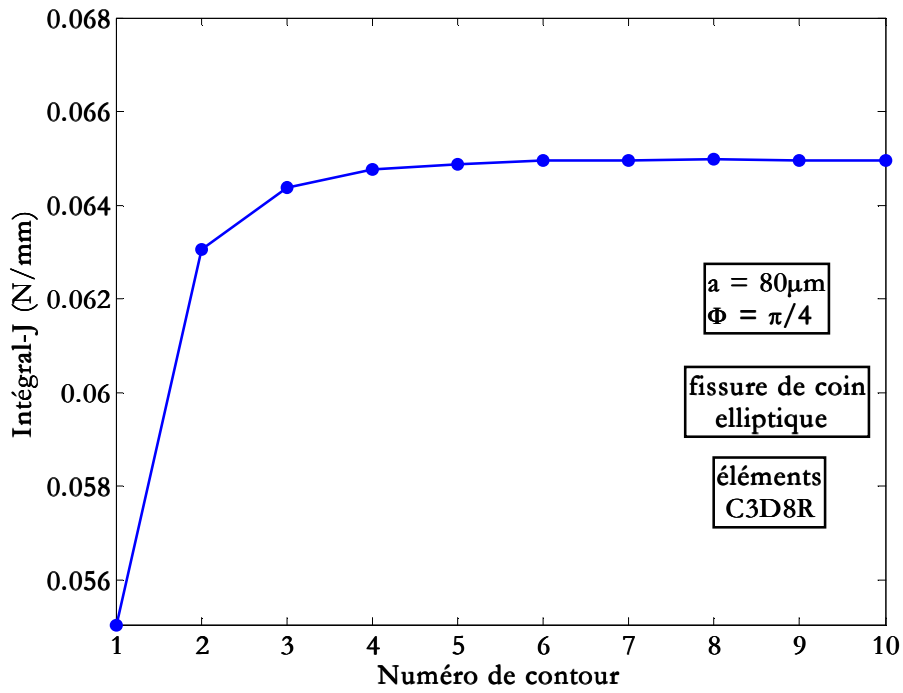


Figure VII-23 : Calcul de J pour une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$).

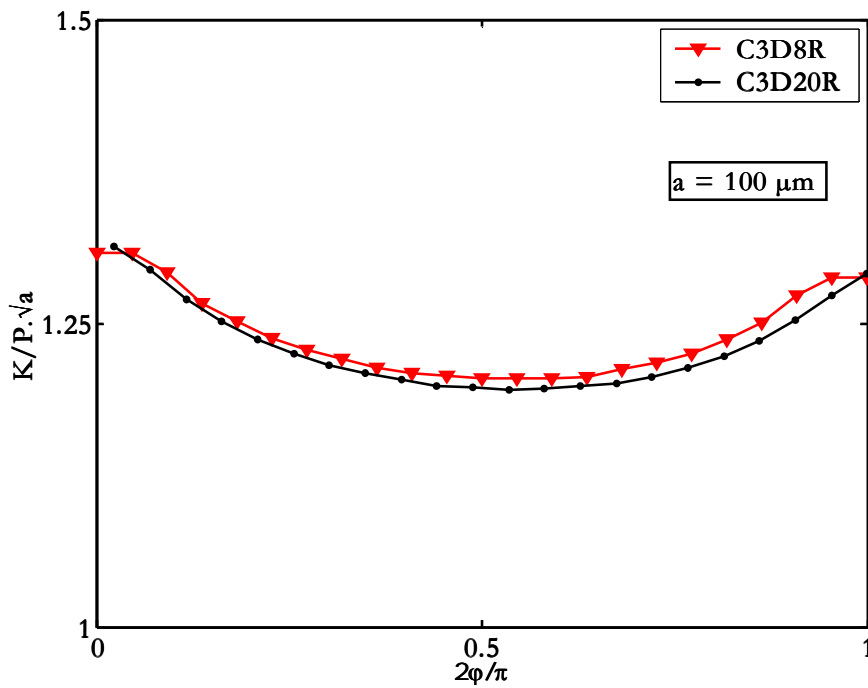


Figure VII-24 : Comparaison des valeurs de K pour deux types d'éléments dans le cas d'une fissure de coin circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$).

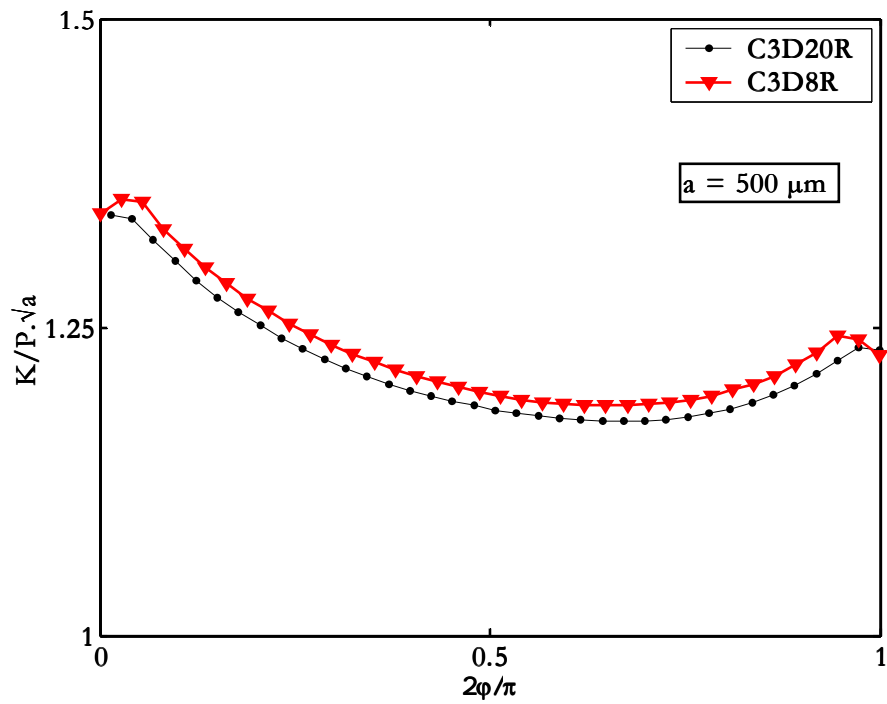


Figure VII-25 : Comparaison des valeurs K pour deux types d'éléments dans le cas d'une fissure de coin circulaire ($a/c = 1$ et $a = 500 \mu\text{m}$).

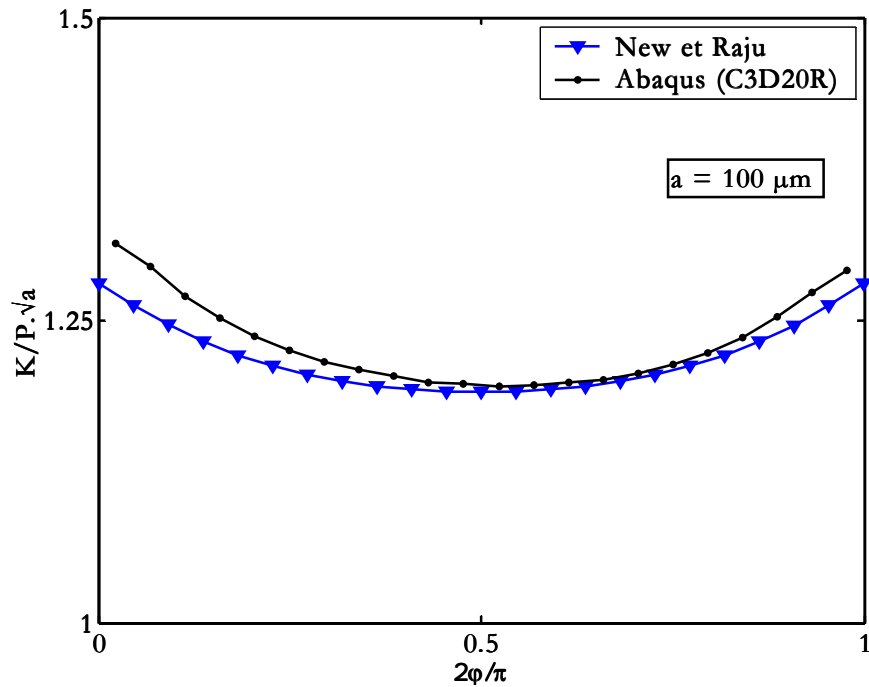


Figure VII-26 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju pour une fissure de coin circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$).

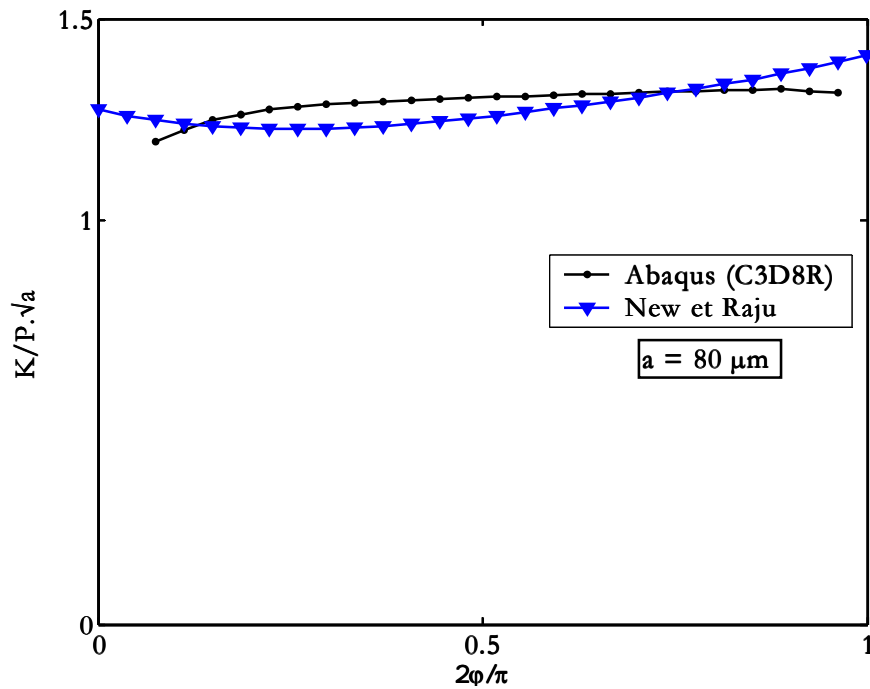


Figure VII-27 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju pour une fissure de coin elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$).

Ces résultats montrent que les calculs effectués sont fiables dans la mesure où les calculs de K laissent apparaître encore une fois une différence maximale de l'ordre de 10% par rapport aux équations de Newman et Raju. De plus, à la vue des résultats obtenus pour les fissures semi-circulaires (Figure VII-24 à Figure VII-26), il semblerait que cette forme de front ne corresponde pas à un front de fissuration stable. Les mêmes conclusions avaient été tirées pour des fissures circulaires de surface (Figure VII-15 à Figure VII-17). Par contre, les fissures elliptiques ($a/c = 0,8$) de surface ou de coin présentent un front stable (Figure VII-18 et Figure VII-27). En effet, les valeurs de K tout le long du front de fissure restent quasiment constantes.

Comme dans le cas de fissures de surface, la valeur de $K/P\sqrt{a}$, pour les fissures de coin circulaires ou elliptiques à partir des calculs par éléments finis, vaut à $\varphi = \pi/2$:

$$\frac{K}{P\sqrt{a}} \approx 1,28 \quad \text{pour les fissures circulaires de coin} \quad \text{(VII-10)}$$

$$\frac{K}{P\sqrt{a}} = 1,32 \quad \text{pour les fissures elliptiques de coin} \quad \text{(VII-11)}$$

VII-5-3 Chargement élastoplastique

L'évolution de $K/P\sqrt{a}$ en fonction de l'angle φ a été reproduite dans les Figure VII-28 et Figure VII-29. Ces figures indiquent les valeurs obtenues pour $K/P\sqrt{a}$ dans le cas de fissures circulaires et elliptiques et montrent une différence entre les résultats dans le cas des chargement élastique et élastoplastique. De la même manière que pour les fissures de surface, nous pouvons noter une faible différence entre des calculs élastique élastoplastique pour l'ensemble des chargements

considérés. Une éventuelle correction, apportée à la valeur de K par la plasticité, ne semble donc pas encore une fois nécessaire dans cette étude.

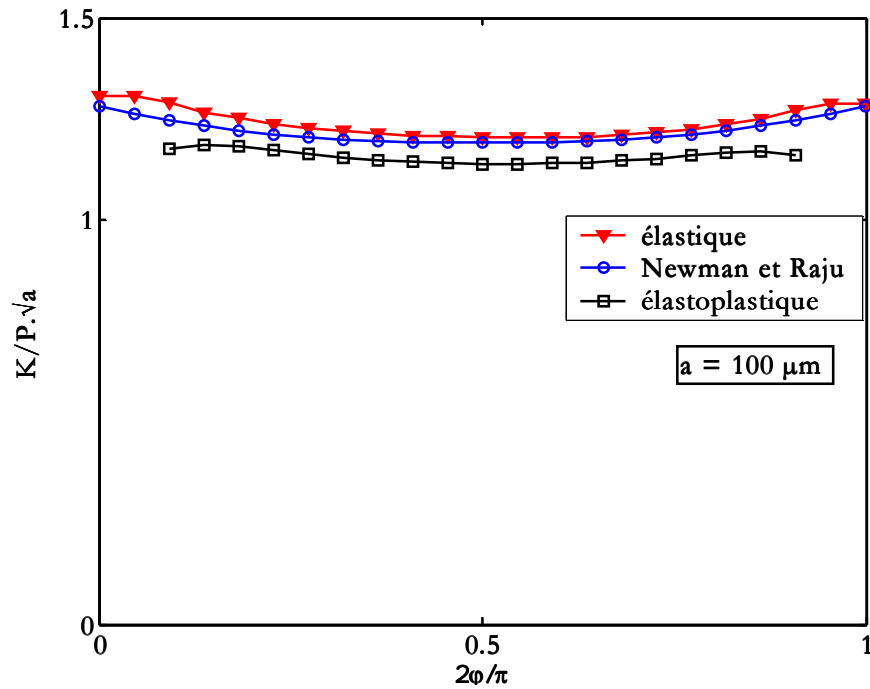


Figure VII-28 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique pour une fissure de coin circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100 \mu\text{m}$).

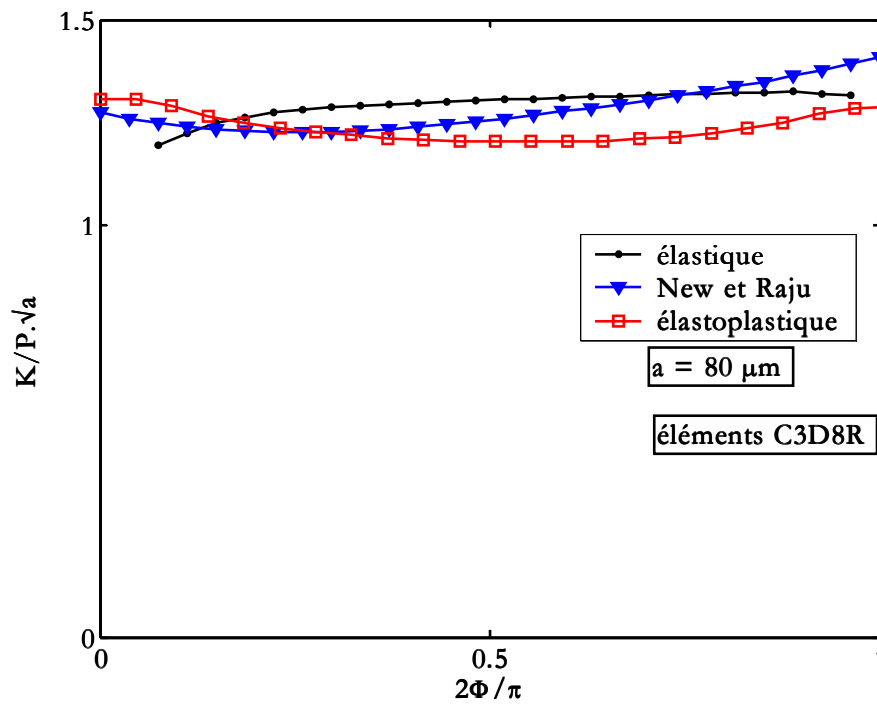


Figure VII-29 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique pour une fissure de coin elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80 \mu\text{m}$)

VII-6 Conclusions

L'ensemble des calculs aux éléments finis effectués au cours de ce chapitre demeure des simulations numériques représentatives des différentes configurations (chargement et fissuration) rencontrées par l'éprouvette destinée à l'étude des fissures courtes. Ceux-ci nous ont permis d'établir précisément la répartition des contraintes dans l'échantillon qu'il y ait ou non plastification en fond d'entaille.

Aux termes de tous ces calculs, il peut être clairement établi que pour des chargements σ_{app} appliqués à cet échantillon et inférieurs à 260 MPa, le « comportement » en pointe de fissure reste très proche des estimations élastiques à la seule condition de prendre en compte la répartition réelle des contraintes dans l'échantillon. Ces calculs suggèrent donc la validité d'une approche en termes de ΔK pour le cas des fissures.

De plus, nous avons pu noter que l'utilisation des expressions de Newman et Raju, établies dans le cas d'un chargement uniforme, restent applicables à des cas de chargement non uniformes. En effet, sous réserve d'introduire dans ces expressions la répartition des contraintes rencontrées dans le congé de l'éprouvette (Chapitre VI), nous pouvons évaluer de manière précise les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K .

Pour ces différentes raisons, les relations de Newman et Raju, qui peuvent aussi être remplacées par les expressions (VII-5) et (V-11), seront utilisées pour le calcul du facteur d'intensité des contraintes (FIC) des fissures courtes se développant dans l'échantillon étudié. Nous verrons par la suite que les différences de comportement entre fissures courtes et fissures longues observées sur les courbes de propagation sont telles que les corrections apportées au calcul du FIC sont en définitive de peu d'importance.

PARTIE D :

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La présente partie de mémoire sera consacrée à l'étude de deux types de fissures de fatigue. Nous nous intéresserons dans un premier temps aux fissures de fatigue traversantes pour lesquelles la zone plastique demeure plus grande que les dimensions microstructurales mais bien plus petite que l'épaisseur et la longueur du ligament de l'éprouvette, de telle sorte que la Mécanique Linéaire de la Rupture et la notion de ΔK s'applique. Ce type de fissure de fatigue est souvent appelé fissure longue. Dans un deuxième temps, nous nous intéresserons aux fissures de fatigue dont la longueur et la taille de la zone plastique sont du même ordre de grandeur que les dimensions microstructurales, ce type de fissures est souvent dénommé fissure courte. Ensuite, nous effectuerons une comparaison entre ces deux types de fissures sous différents chargements employés. Nous prendrons en compte le phénomène de fermeture. Enfin, dans le dernier chapitre de cette partie, nous proposons des lois pour prédire la propagation de fissure par fatigue.

L'étude sera effectuée sous différents rapports de charge : 0,1, 0,3, 0,5 et -1 sous chargement d'amplitude constante puis sous chargements d'amplitude variable issus d'enregistrements effectués sur des bâtiments de surface. Finalement, nous étudierons l'influence des chargements par paliers d'amplitude croissante et décroissante sur la propagation de fissures courtes de fatigue.

CHAPITRE VIII:

COMPORTEMENT DES FISSURES LONGUES

Pour étudier le comportement des fissures longues, un échantillon normalisé de type SENT a été utilisé (Chapitre V). Tous les essais ont été réalisés à l'air ambiant avec une fréquence de 35Hz et sous chargement sinusoïdal d'amplitude constante avec un rapport de charge R compris entre 0,1 et 0,5. Le but de ces essais est de caractériser le comportement des fissures longues dans l'acier *S355NL* en déterminant le seuil de propagation et les coefficients de la loi de Paris. Pour cela, nous avons utilisé les éléments proposés dans les normes ASTM E647-78T concernant les essais de seuil à ΔK décroissant. Au début de la fissuration, l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK est diminuée de 10 à 20%, jusqu'à atteindre une vitesse de fissuration de 10^{-7} m/cycle, puis diminuée de 5% jusqu'au seuil de propagation ΔK_{seuil} obtenu pour 10^{-11} m/cycle. Chaque palier a été appliqué en s'assurant que l'avancée de la fissure (Δa) respecte les deux conditions mentionnées dans les normes ASTM. (Chapitre V). La méthode prévoit que le seuil soit atteint lorsque la fissure avance de $\Delta a < 50 \mu\text{m}$ en $5 \cdot 10^7$ cycles. A cette étape de l'essai, celui-ci est arrêté et le seuil de propagation à partir de la dernière amplitude de charge utilisée est alors calculé. La détermination du facteur d'intensité de contrainte d'ouverture K_{om} , nécessaire au calcul de l'amplitude efficace ΔK_{eff} , a été réalisée par mesure de variation de complaisance (micro-jauge ou extensomètre). Enfin, dans le but de s'assurer d'une bonne reproductibilité des résultats, la plupart des essais sur éprouvettes SENT a été dupliquée.

VIII-1 Influence du rapport de charge

L'évolution du nombre de cycles N en fonction de la longueur de la fissure a , est présentée dans la Figure VIII-1 pour le rapport de charge $R = 0,1$. Cette courbe montre que la fissure se propage progressivement jusqu'à une longueur de 10,55 mm où elle reste « bloquée » pendant près de $5 \cdot 10^6$ cycles (asymptote verticale de la courbe).

Cette partie met en évidence l'existence d'une valeur en dessous de laquelle la fissure ne se propage plus sous un chargement donné même exécuté pendant des millions de cycles. Cette longueur de fissure et la charge appliquée permettront de calculer le seuil de propagation des fissures longues pour un rapport de charge donné. Nous pourrions tirer les mêmes conclusions à partir de la Figure VIII-2 qui montre l'évolution de la fissure par rapport au nombre de cycles effectués pour les rapports de charge $R = 0,3$ et $R = 0,5$.

Les résultats d'essais de propagation seront présentés sous forme de courbes en échelle bi-logarithmique décrivant la vitesse de propagation da/dN (en m/cycle) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK (en $\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$) pour un rapport de charge R donné. Les essais ont été réalisés dans des conditions telles que le rayon de la zone plastifiée reste très inférieur à la longueur de fissure, ce qui permet de vérifier l'hypothèse de plasticité confinée en pointe de fissure et d'utiliser ainsi le principe de similitude.

Remarque : Dans toutes les images de cette partie, la direction du chargement est verticale. Sur chaque courbe, les éprouvettes sont nommées comme suite : sp suivi par le numéro de l'éprouvette (Annexe 2).

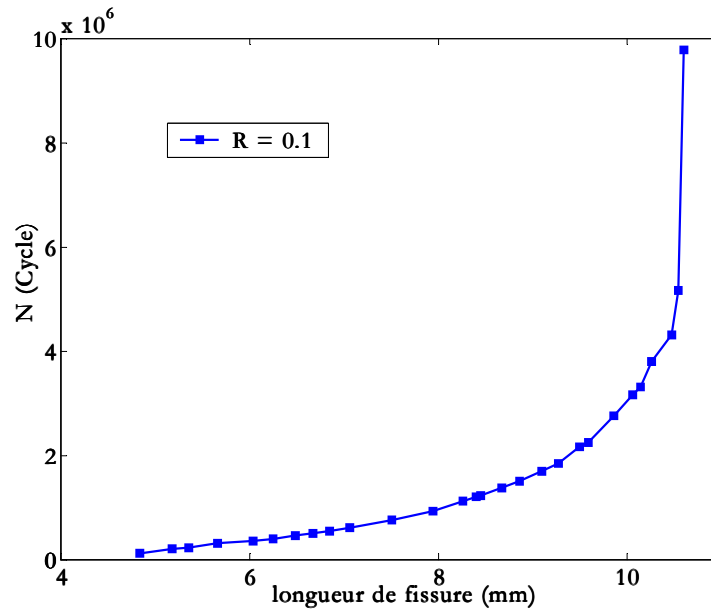


Figure VIII-1 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles ($R = 0,1$) [spl03]

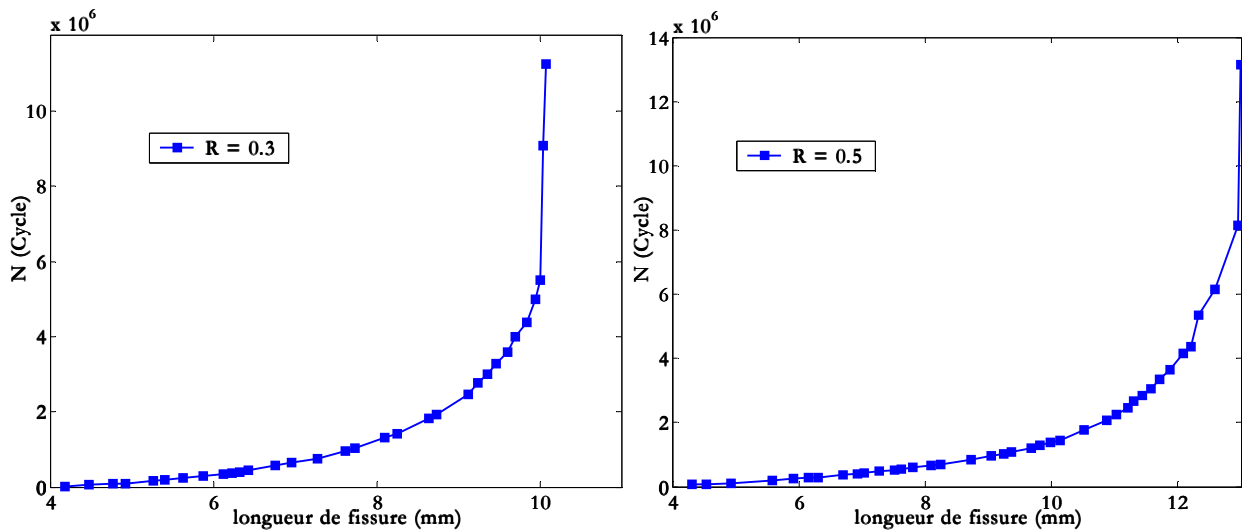


Figure VIII-2 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles ($R = 0,3$ et $R = 0,5$) [spl05 et spl06]

Dans les Figure VIII-3 et Figure VIII-4, nous avons présenté la vitesse de propagation (da/dN) dans l'acier S355NL en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) respectivement pour les deux rapports de charge $R = 0,1$ et $R = 0,5$. Nous pouvons diviser l'allure de ces courbes en deux parties : la première désigne la partie verticale de la courbe, ($a-N$) (Figure VIII-1 et Figure VIII-2) où la vitesse de fissuration est très faible ($da/dN < 5 \cdot 10^{-10}$ m/cycle). La deuxième partie de la courbe présente une progression quasiment linéaire correspondant au domaine de Paris : elle peut alors être décrite par une loi puissance.

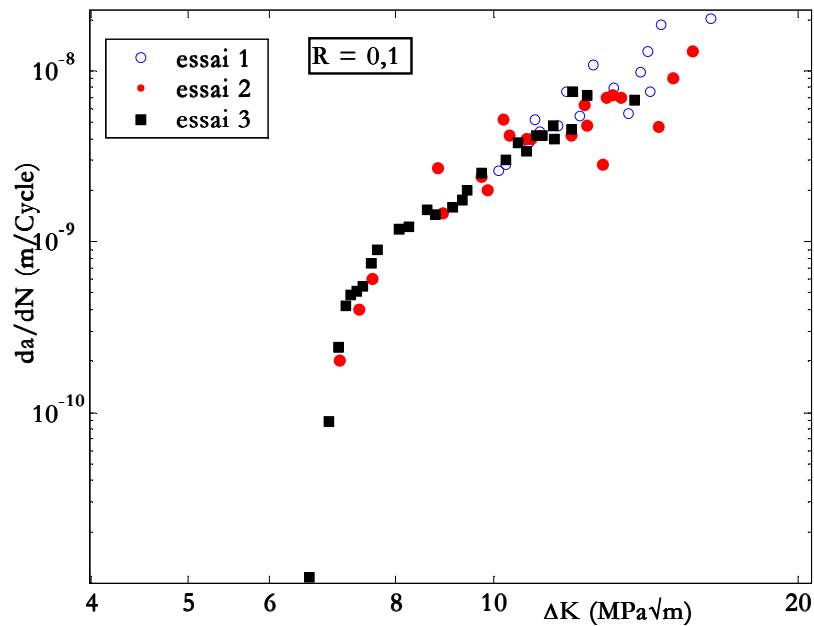


Figure VIII-3 : Courbes de fissuration pour le rapport de charge $R = 0,1$ [spl01, spl02 et spl03]

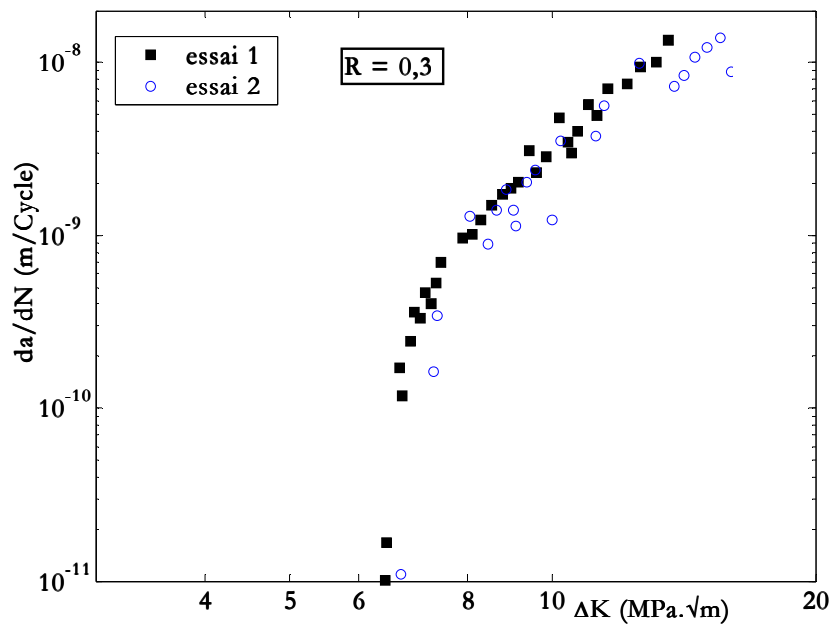


Figure VIII-4 : Courbes de fissuration pour le rapport de charge $R = 0,3$ [spl04 et spl05]

L'influence classique du rapport de charge sur la vitesse de fissuration a également pu être vérifiée à savoir une augmentation de la vitesse de fissuration, pour un même ΔK , lorsque le rapport de charge augmente. Nous avons tracé sur le même graphe (Figure VIII-5) les courbes représentant la vitesse de fissuration par rapport à l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K = K_{max} - K_{min} = K_{max}(1-R)$ pour les différents rapports de charge étudiés.

Il apparaît clairement, sur cette figure que les vitesses de propagation varient en fonction du rapport de charge. Toutefois, nous noterons que la courbe correspondant à $R = 0,3$ est très proche de celle obtenue pour $R = 0,1$. Dans le domaine des vitesses plus élevées ($da/dN > 10^{-9}$ m/cycle), il y a peu de différences entre les vitesses de propagation pour les différents rapports de charge à ΔK donné.

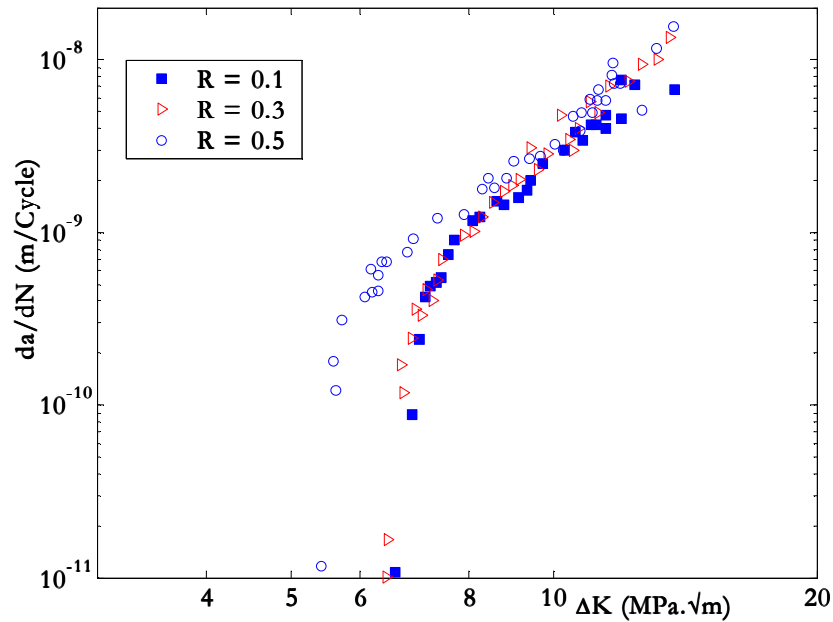


Figure VIII-5 : Influence du rapport de charge sur le seuil de propagation [spl03, spl05 et spl06]

Ces résultats montrent que pour chaque rapport de charge, il existe un seuil de propagation en dessous duquel la croissance des fissures de fatigue cesse de se produire. Cette valeur diminue lorsque le rapport de charge augmente. Pour cet acier, les seuils de croissance des fissures longues (estimée pour $da/dN \approx 10^{-11}$ m/cycle) varie entre 6,6 et 5,4 $MPa \cdot \sqrt{m}$ quand R prend les valeurs entre 0,1 à 0,5.

L'effet du rapport de charge est très important, en effet, la vitesse de propagation à $R = 0,5$ est nettement plus importante qu'à $R = 0,1$ dans le domaine $5,4 MPa \cdot \sqrt{m} < \Delta K < 8,0 MPa \cdot \sqrt{m}$. Par exemple, pour $\Delta K = 7,4 MPa \cdot \sqrt{m}$, la vitesse de propagation pour $R = 0,1$ est de l'ordre de $5 \cdot 10^{-10}$ m/cycle, alors qu'elle est plus de deux fois plus grande pour $R = 0,5$ ($da/dN = 1,2 \cdot 10^{-9}$ m/cycle).

Nous pouvons décrire la partie linéaire des courbes de propagation par la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m$$

Pour l'acier S355NL, les constantes établies, à partir de l'ensemble des essais réalisés pour chaque niveau de chargement, sont données dans le Tableau VIII-1 :

R	C	m	$\Delta K_{seuil} (MPa \cdot \sqrt{m})$
0,1	$2 \cdot 10^{-13}$	4,23	6,57
0,3	$8 \cdot 10^{-14}$	4,62	6,43
0,5	$2 \cdot 10^{-13}$	4,16	5,42

Tableau VIII-1 : Valeurs du seuil de propagation et des constantes de la loi de Paris pour différents rapports de charge (da/dN en m/cycle)

Nous expliquons l'écart des courbes présentant la vitesse d'avancement de fissures sous différents rapports par les effets de fermeture. Dans la suite, nous montrerons après élimination des effets de fermeture, l'existence d'une courbe unique ainsi qu'une seule valeur pour le seuil de propagation des fissures longues pour tous les rapports de charge. Les valeurs de fermeture seront déterminées à partir de mesures de complaisance.

VIII-2 Prise en compte de l'effet de fermeture

Comme nous avons déjà mentionné auparavant, les mesures de fermeture seront établies à partir de deux moyens : extensomètre et jauge de déformation. Traditionnellement, dans le cas de la méthode de complaisance un extensomètre est placé de part et d'autre de l'entaille. Par ce moyen, nous avons alors trouvé que la charge de fermeture est plus faible que celle obtenue lors de l'emploi de jauges (Figure VIII-7). En effet, la charge déterminée à l'aide d'un extensomètre correspond principalement à la charge de fermeture de la fissure dans la zone de déformations planes (cœur de l'éprouvette) alors que la charge mesurée par des jauges permet de déterminer la charge de fermeture de la fissure en surface (zone de contraintes planes) : la fissure traversante bidimensionnelle se referme progressivement de la surface vers le cœur de l'éprouvette du fait de la différence des tailles des zones plastifiées à cœur et à peau d'éprouvette (Figure VIII-6). Ce résultat est confirmé par plusieurs auteurs qui ont montré que la fermeture de fissure est d'autant plus importante que l'on se rapproche d'un état de contraintes planes [Che88, Clé79, San00]. Finalement, les mesures par extensomètre semblent insuffisantes pour décrire ces effets tridimensionnels car elles ne fournissent qu'une mesure moyenne de la fermeture sur le front de la fissure. Par conséquent, tous les résultats présentés dans la suite selon établis à partir des mesures faites en utilisant des jauges de déformation.

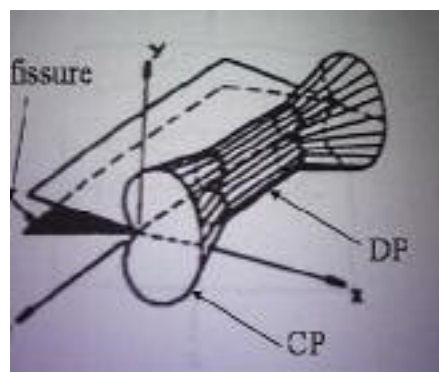


Figure VIII-6 : Evolution de la zone plastique dans un état de contraintes planes (CP) et déformations planes (DP)

Les mesures de fermeture que nous avons effectuées en plaçant une succession de micro-jauges le long du plan de fissuration nous ont permis de tracer la courbe de fissuration en fonction de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} (Figure VIII-7).

Cette figure montre que si l'on tient compte de l'effet de fermeture de fissure un seuil unique de propagation subsistait dans la courbe $da/dN - \Delta K_{eff}$: $\Delta K_{eff,seuil} = 4,7 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$ où l'amplitude effective ΔK_{eff} , est la différence entre les facteurs d'intensité de contrainte au maximum de la charge et à la fermeture de fissure $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{om}$. Ces résultats montrent que la vitesse de propagation ne présente aucune dépendance vis à vis du rapport de charge dès qu'elle est représentée en fonction de l'amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte. Par conséquent, pour les rapports de charge $R = 0,1$ et $R = 0,3$ la « translation » de la courbe (vers la

gauche) due à l'utilisation de l'amplitude ΔK_{eff} n'est pas uniforme pour tous les points de la courbe $da/dN - \Delta K$. En d'autres termes, cette translation est plus importante pour les valeurs proches du seuil de propagation ΔK_{seuil} que pour des valeurs de ΔK plus élevées. Ce qui confirme que le phénomène de fermeture de fissure est plus amplifié dans la région proche du seuil que dans le domaine de Paris. En effet, le comportement des fissures longues au niveau du seuil est beaucoup plus sensible à la microstructure, à la contrainte moyenne et à l'environnement que le comportement de propagation. Par contre, pour le rapport de charge $R = 0,5$, l'amplitude du phénomène de fermeture est sensiblement équivalente pour les différents stades de la courbe, cela peut être justifié par la diminution de la contribution de la charge moyenne près du seuil de propagation.

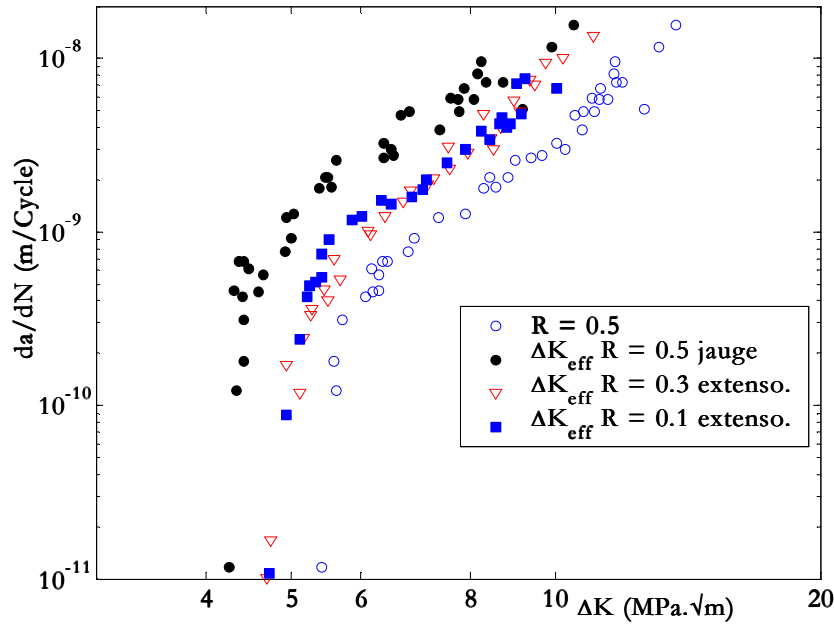


Figure VIII-7 : Comparaison des résultats de propagation de fissures longues en fatigue avec et sans effet de fermeture [spl03, spl05 et spl06]

Finalement, la partie linéaire de la courbe $da/dN - \Delta K_{eff}$ nous permet de calculer les paramètres de la loi de Paris-Elber (Tableau VIII-2) :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\Delta K_{eff} \right)^m$$

C	m	$\Delta K_{seuil,eff} (MPa. \sqrt{m})$
6.10^{-12}	3,40	4,25

Tableau VIII-2 : Constantes de la loi de Paris (sans effets de fermeture).

CHAPITRE IX:

COMPORTEMENT DES FISSURES COURTES

Dans ce chapitre, nous utiliserons une procédure qui ne sort pas du cadre général de la méthode employée pour les fissures longues. L'éprouvette et le montage utilisés auparavant (Chapitre V) nous ont permis de suivre l'évolution de microfissures de fatigue dès leur amorçage jusqu'à rupture de l'éprouvette. Les mesures que nous effectuerons lors d'arrêts réguliers au cours du cyclage seront le nombre de cycles et la longueur de fissure en surface. Dans la pratique, nous définissons l'amorçage comme l'apparition d'une microfissure de très petite taille par rapport aux autres dimensions de l'éprouvette mais déjà détectable par la méthode d'observation (répliques plastiques). Nous étudierons le cas de chargements d'amplitude constante pour différents rapports de charge, ainsi que l'influence de chargements d'amplitude variable. Ces derniers seront de deux types : des chargements par paliers d'amplitude croissante ou décroissante seront tout d'abord utilisés puis, des chargements par blocs simplifiés établis à partir d'un spectre réel seront appliqués.

Qu'il s'agisse de fissures de surface ou de coin, le calcul du facteur d'intensité de contrainte sera effectué par l'utilisation des expressions de Newman et Raju (Chapitre V), représentatives des conditions de chargements, évaluées en mode I d'ouverture pour une fissure en stade II de propagation. Ainsi, quel que soit l'essai réalisé, la valeur de la contrainte appliquée à l'échantillon sera prise en compte et utilisée dans un calcul aux éléments finis. Celui-ci nous permettra alors de connaître l'évolution de la contrainte principale maximale à introduire dans les expressions de Newman et Raju. Toutefois, en fonction de l'essai réalisé, nous utiliserons l'hypothèse suivante pour le calcul de ΔK :

- $R > 0$, $\Delta K = K_{max} - K_{min}$
- $R < 0$, $\Delta K = K_{max}$

Autrement dit, nous supposons que la partie négative du cycle n'intervient pas au cours de la propagation de la fissure.

Les dispersions des résultats d'essais de fatigue observées résultent des causes physiques que l'on peut répartir en trois classes :

- Internes au matériau : inclusions, hétérogénéité de structure...
- Dues ou liées à la préparation des éprouvettes : usinage, rectification, polissage...
- Extérieures à l'éprouvette : incertitude de montage dans la machine, qualité des répliques...

IX-1 Présentation des résultats

Les longueurs en surface ont été mesurées par la méthode des répliques plastiques ou bien en utilisant le microscope à longue distance. Ces valeurs seront par la suite utilisées lors de la détermination des variations de vitesses de fissuration (en profondeur da/dN et en surface dc/dN), ainsi que lors du calcul du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Dans cette étude, pour calculer ΔK , nous avons utilisé des relations qui tiennent compte du type (surface ou coin) et de la profondeur de fissure ainsi que des dimensions de l'éprouvette. Ces expressions analytiques proposées par Newman et Raju ont été validées à partir d'une analyse tridimensionnelle par éléments finis pour des fissures de surface et de coin semi-elliptique et semi-circulaire dans des éprouvettes entaillées soumises à des chargements élastique et élastoplastique (Chapitre VII).

Nous avons employé et utilisé les hypothèses suivantes pour le calcul du facteur K :

- l est la longueur mesurée de la fissure considérée ici comme la longueur projetée perpendiculairement à l'axe de sollicitation ;
 - $l = 2c$ dans le cas d'une fissure de surface (Figure IX-1) ;
 - $l = c$ pour une fissure de coin.
- a est la profondeur de la fissure ;
- le front de fissure est considéré comme semi-elliptique avec un rapport profondeur sur longueur en surface de 0,4 pour une fissure de surface et de 0,8 pour une fissure de coin.

Afin de valider la dernière hypothèse, nous avons observé la géométrie du front de fissure de plusieurs éprouvettes après rupture par fatigue : la Figure IX-3 montre un exemple d'analyse de la surface d'une éprouvette rompue après un essai de fatigue. L'ensemble des observations réalisées après rupture confirme l'hypothèse du front semi-elliptique d'une fissure naturelle de surface avec un rapport $a/c \approx 0,8$. Ce rapport, comme l'ont d'ailleurs montré les calculs réalisés au Chapitre VII, correspond à une fissure mécaniquement stable c'est-à-dire avec une valeur du facteur d'intensité de contraintes quasiment identique tout le long du front de fissure.

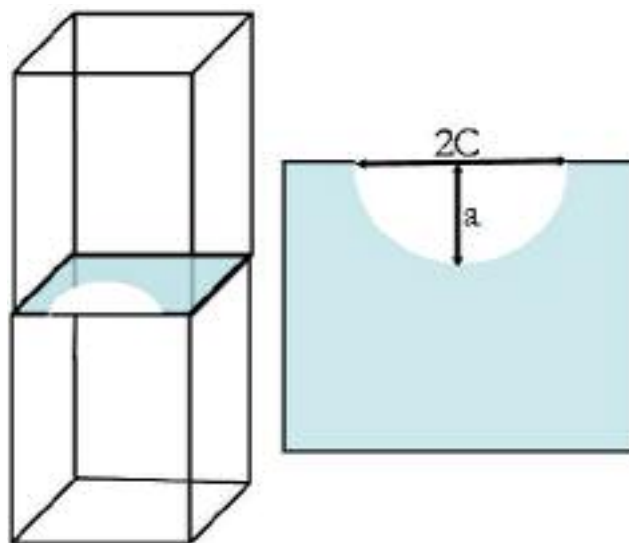


Figure IX-1 : Schématisation du front de fissure de surface

La Figure IX-2 montre un exemple de croissance d'une fissure sous chargement cyclique, suivie par le microscope à longue distance focale.

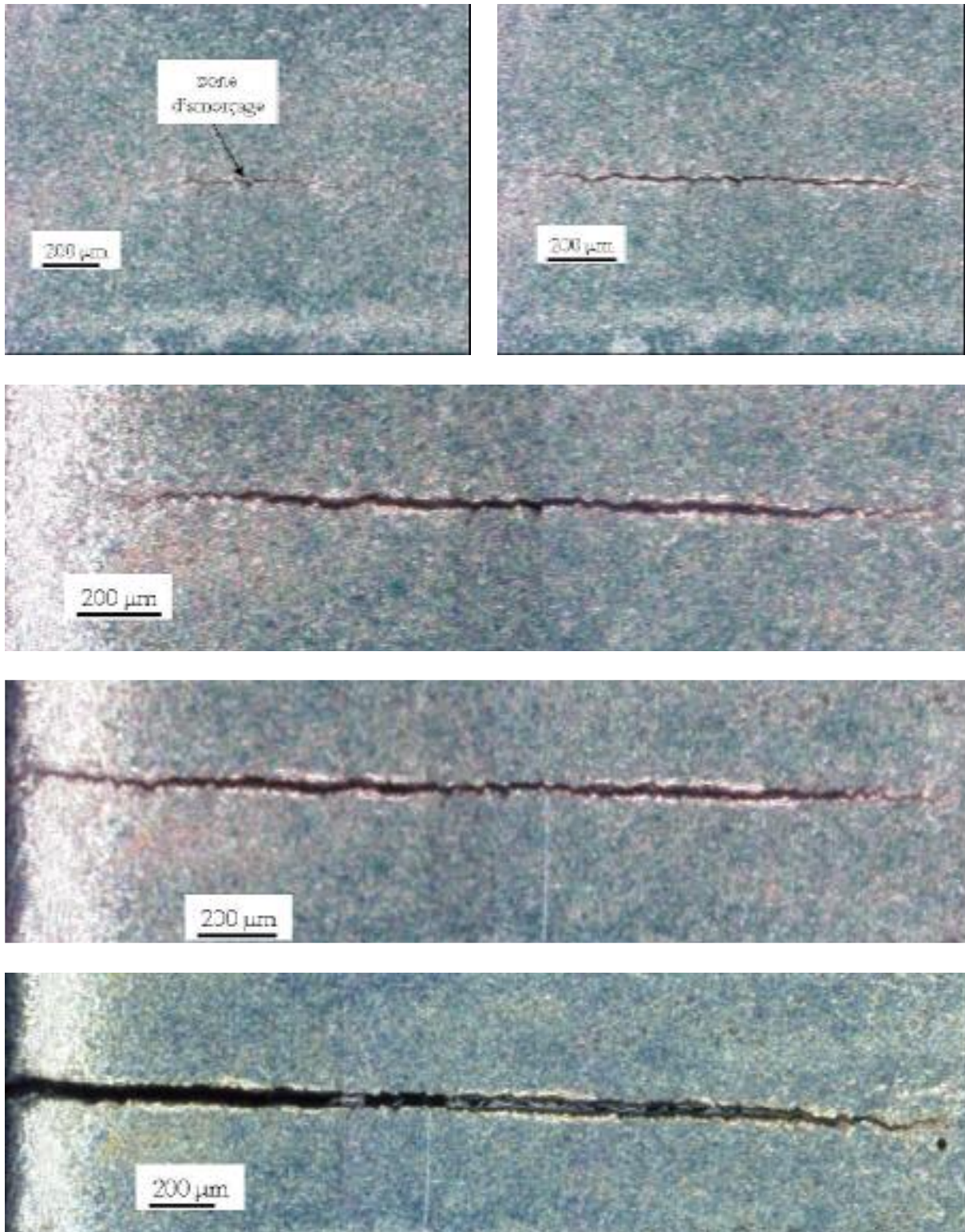


Figure IX-2 : Exemple de suivi de longueur de fissure mesurée à l'aide du microscope à longue distance focale

Les vitesses de propagation des fissures ont été calculées de la même manière que pour les fissures longues :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_N - a_{N-\Delta N}}{\Delta N}$$

où a_N et $a_{N-\Delta N}$ sont les profondeurs de fissures entre deux mesures successives.

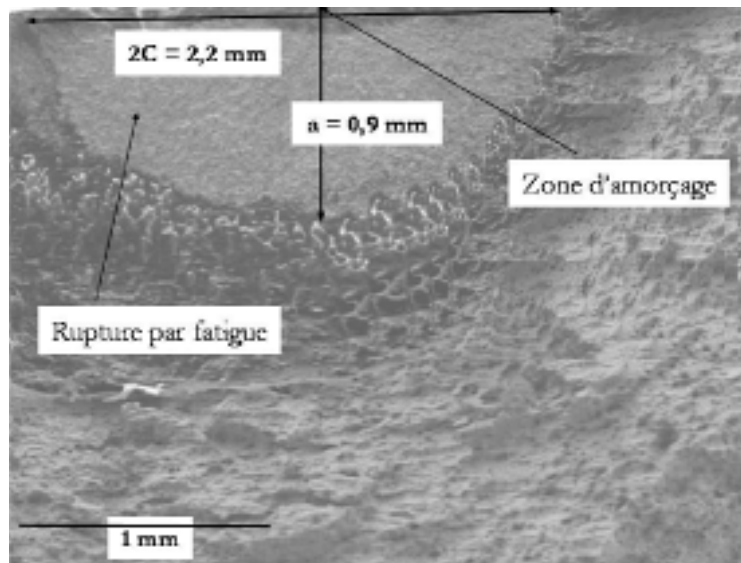


Figure IX-3 : Front de fissure de surface après rupture par fatigue

IX-2 Essais sous chargements d'amplitude constante

Les résultats d'essais de fissuration par fatigue sur éprouvettes munies d'un congé nous ont permis d'observer que l'endommagement par fatigue se fait en deux étapes. Dans un premier temps, il y a amorçage d'une ou plusieurs fissures dans la zone où la concentration de contrainte est la plus forte (partie centrale) (Figure IX-4). Ensuite, cette ou ces fissures se propagent à partir de la zone d'amorçage en entraînant sa propre zone plastique dans un matériau globalement sous une charge élastique, il s'agit alors d'une fissuration en régime élastoplastique.

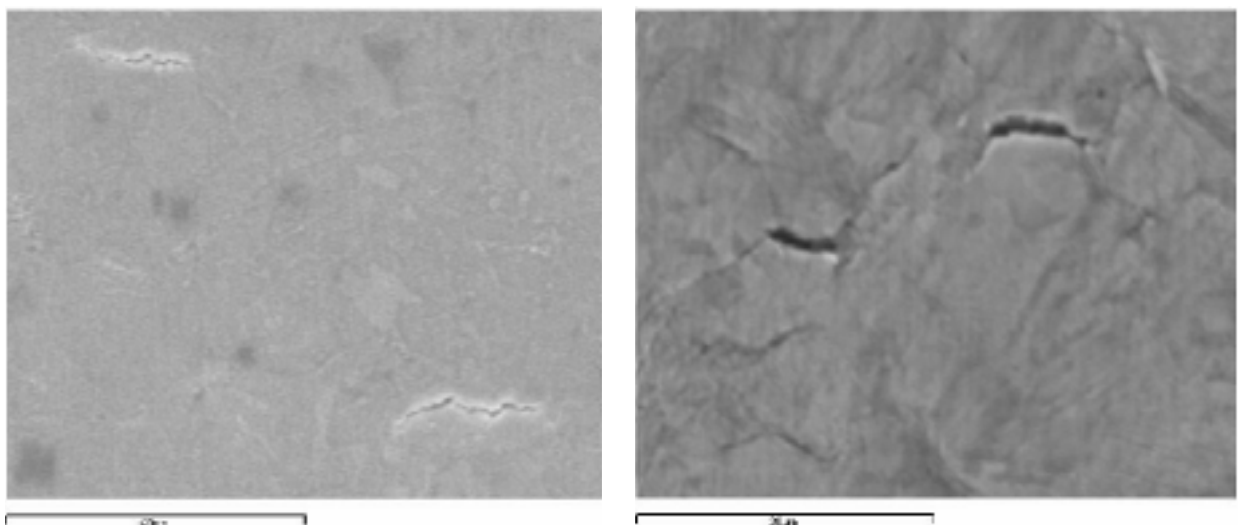


Figure IX-4 : Exemples d'amorçage de fissures

IX-2-1 Influence du rapport de charge

IX-2-1-a Fissures propagantes

A partir de la Figure IX-5, qui résume l'évolution des longueurs de fissures en surface en fonction du nombre total de cycles à rupture ($a - N_R$) pour un rapport de charge $R = -1$ et sous différentes amplitudes de chargement, nous remarquons que la propagation des fissures est semblable, aussi les durées de vies des éprouvettes diminuent considérablement chaque fois que nous augmentons la charge appliquée. En effet, le nombre de cycles à rupture est multiplié par trois lorsqu'on diminue la contrainte maximale (au niveau du congé) de 385 MPa à 340 MPa et jusqu'à cinq fois si la charge est de 310 MPa.

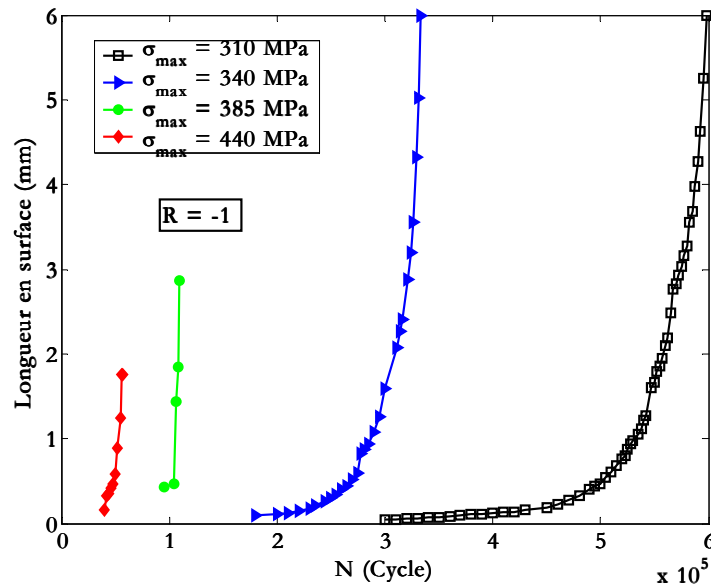


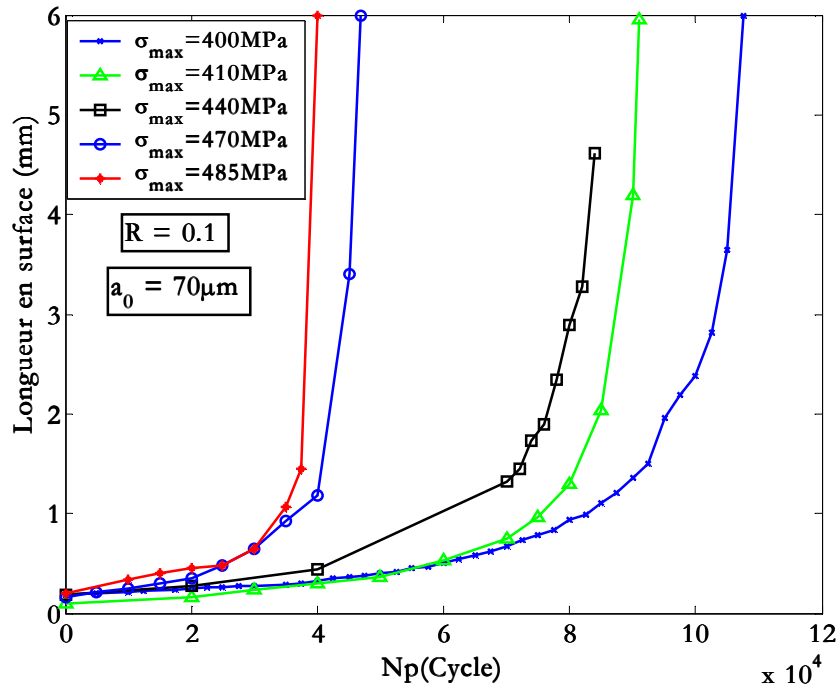
Figure IX-5 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles total sous différents chargements ($R = -1$) [sp17, sp16, sp15 et sp12]

Nous notons que le nombre de cycles à l'amorçage augmente de plus en plus lorsque la contrainte diminue. Ainsi, la part de la période d'amorçage d'une fissure de longueur inférieure ou égale à $70 \mu\text{m}$ est importante par rapport à la période de propagation (Tableau IX-1). Nous pouvons expliquer la longue durée de la phase d'amorçage par la très faible présence d'inclusion dans l'acier *S355NL* : c'est en effet dans cette phase qu'un matériau « sain » oppose la plus grande résistance à la fatigue, en revanche la phase de nucléation est très courte dans les matériaux qui contiennent un nombre significatif de porosités même si la majeure partie de ces fissures s'arrête [Buf01].

Dans le Tableau IX-1, nous avons rassemblé quelques résultats relatifs aux durées de vie mesurées. N_{70} représente le nombre de cycles nécessaire pour avoir une fissure de $70 \mu\text{m}$ et N_R le nombre de cycles à rupture.

Dans les Figure IX-6 et Figure IX-7, nous avons représenté le nombre de cycles nécessaire pour propager une fissure de $70 \mu\text{m}$ jusqu'à rupture de l'éprouvette respectivement pour les rapports de charges 0,1 et 0,3 sous différents chargements. A partir de ces deux figures, nous pouvons tirer la même conclusion que pour la Figure IX-5, c'est-à-dire que le nombre de cycles nécessaire pour propager la fissure jusqu'à rupture de l'éprouvette augmente lorsque la charge maximale diminue.

σ_{max} (MPa)	a_i (μm)	N_i (détection)	N_{70} (70 μm)	N_R	N_i/N_R	N_{70}/N_R
440	---	---	40 000	59 400	---	67%
385	---	---	81 000	113 600	---	71%
340	40	180 000	230 000	333 500	54%	69%
310	20	300 000	430 000	598 500	60%	72%

Tableau IX-1 : Période d'amorçage par rapport à la durée de vie totale ($R = -1$)Figure IX-6 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles à partir d'une longueur de 70 μm ($R = 0,1$) [sp05, sp04, sp03, sp02 et sp01]

Les Figure IX-8 à Figure IX-10 présentent les variations de la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte respectivement pour les rapports de charge $R = 0,1$, $R = 0,3$ et $R = 0,5$ calculée en utilisant les relations présentées précédemment (Partie C). Dans le cas où $R < 0$, l'expérience montre que la vitesse de fissuration ne dépend que de la partie du cycle correspondant à la traction. Nous avons donc tracé la vitesse da/dN en fonction de K_{max} (Figure IX-11). Pour bien visualiser les accélérations et les décélérations observées en surface pour les différentes fissures, nous avons relié les points entre eux. L'arrêt momentané de la propagation est indiqué sur la courbe. Nous pouvons diviser les courbes en deux parties distinctes. La première partie, correspondant aux faibles valeurs de ΔK inférieures à $4 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$, fait apparaître des ralentissements jusqu'à une valeur très faible de vitesse (*puits de vitesse*). La deuxième partie, pour des valeurs supérieures à $4 \text{ MPa}\cdot\sqrt{m}$, où la vitesse est régulière et croissante jusqu'à rupture. Plusieurs essais ont été entrepris afin d'assurer la reproductibilité de la fissure propageante. Qu'il s'agisse de fissures amorcées en « coin » ou en « surface », il apparaît alors que le comportement global de la fissure propageante reste identique pour un même rapport de charge et ce quelle que soit la contrainte appliquée. Cette remarque reste valable en ce qui concerne les valeurs des vitesses de propagation et la position du puits de vitesse.

Indépendamment du rapport de charge et de la contrainte appliquée, un ralentissement de la vitesse de propagation des fissures courtes est observé. Ce ralentissement est surprenant, car la grandeur ΔK , qui exprime la fissuration, augmente avec la longueur fissurée, ce qui devrait donc

conduire à une vitesse de propagation plus élevée. La décélération signifie que la fissure s'est momentanément arrêtée. Dans certains cas, la décélération n'a pu être obtenue car les répliques ont pu être trop espacées en termes de cycles. Ces résultats sont apparus dans les premiers essais qui nous servaient à estimer la période d'amorçage.

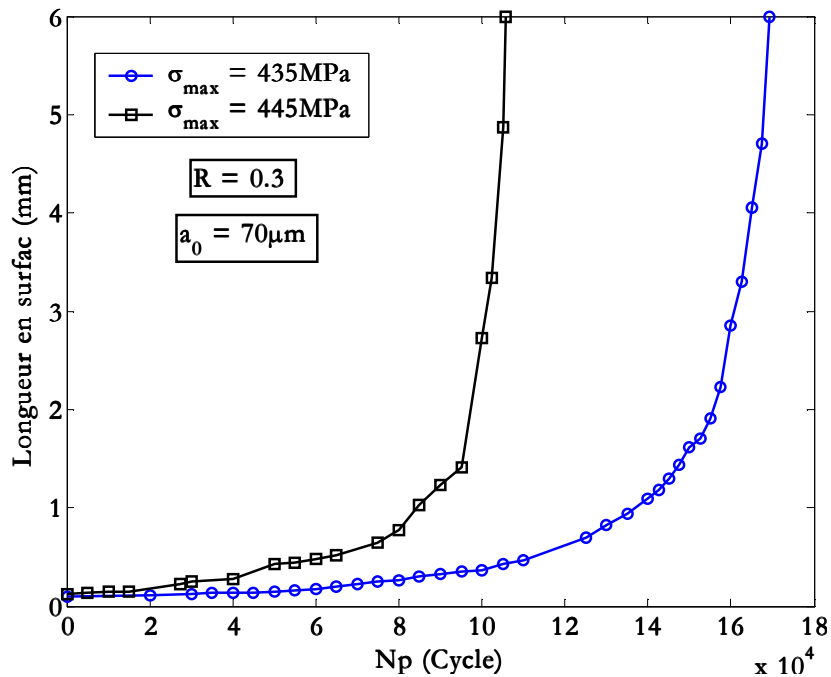


Figure IX-7 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles à partir d'une longueur de $70 \mu\text{m}$ ($R = 0,3$) [sp07 et sp08]

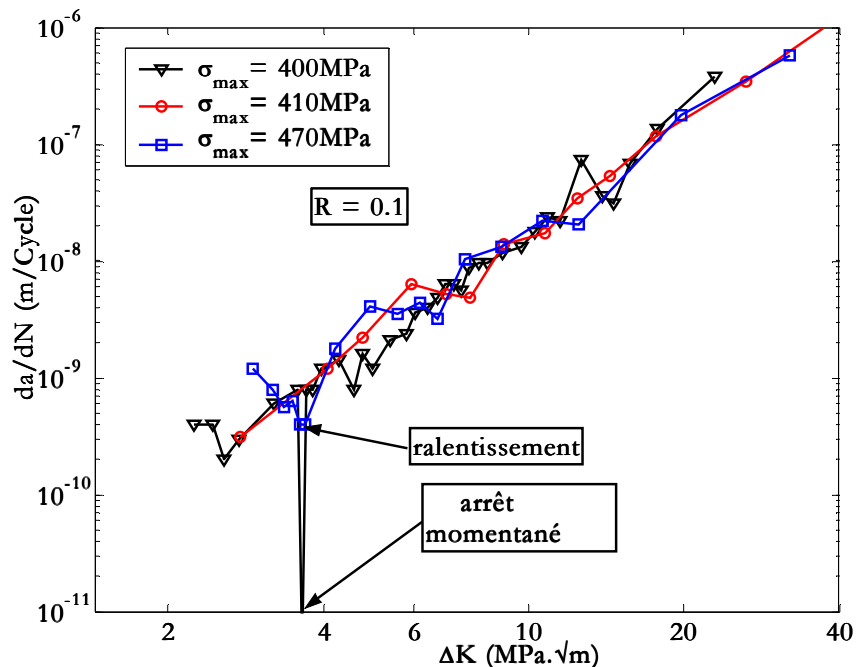


Figure IX-8 : Courbes de propagation sous chargement d'amplitude constante à $R = 0,1$ [sp05, sp04 et sp02]

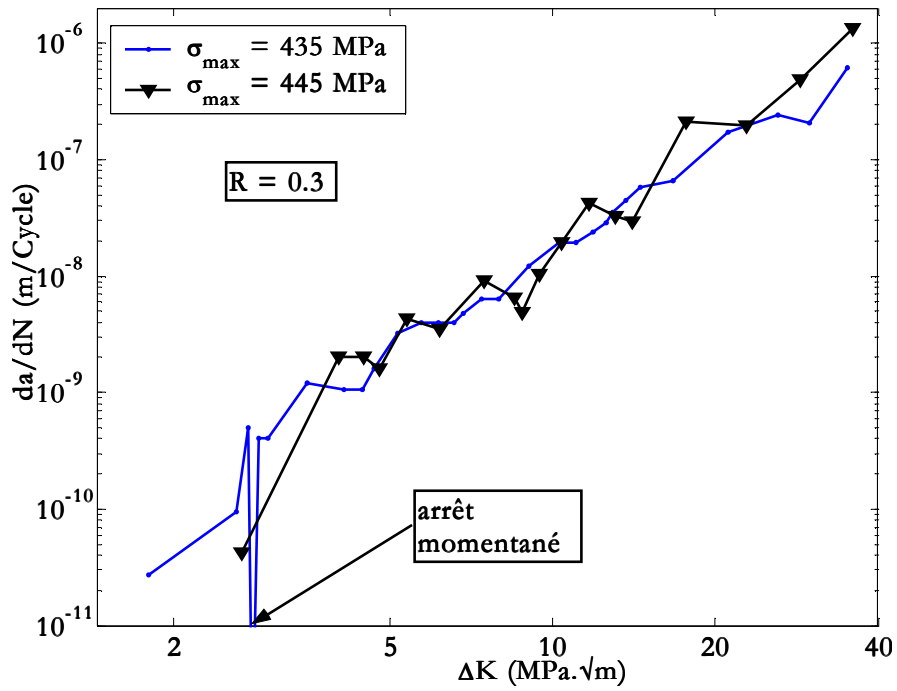


Figure IX-9 : Courbes de propagation sous chargement d'amplitude constante à $R = 0,3$ [sp07 et sp06]

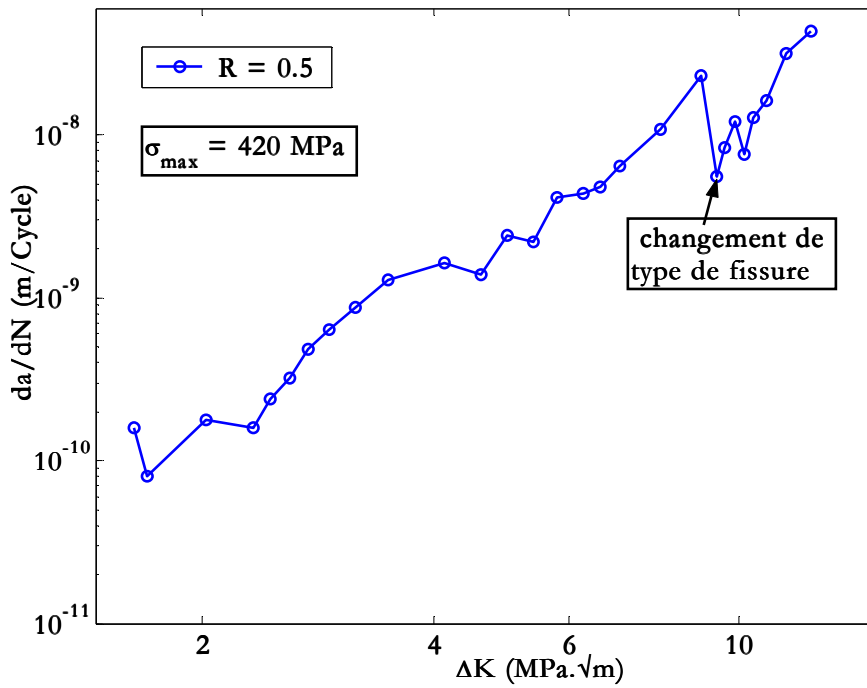


Figure IX-10 : Courbes de propagation sous chargement d'amplitude constante à $R = 0,5$ [sp11]

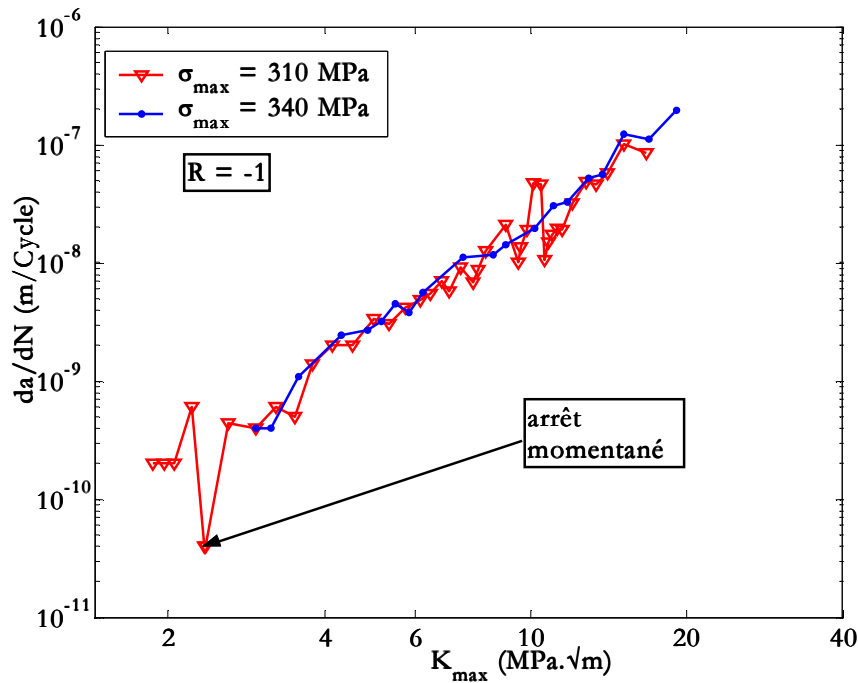


Figure IX-11 : Courbes da/dN en fonction de K_{max} à $R = -1$ [sp17 et sp16]

L'évolution de la vitesse (da/dN) en fonction de la profondeur de fissure (a) a également été représentée. Nous noterons l'allure particulière des courbes de propagation en fonction de la profondeur de la fissure (Figure IX-12 à Figure IX-15) constituées d'une série d'accélération et de décélérations pour des valeurs de profondeurs de fissures inférieures à $60 \mu\text{m}$. Ce phénomène que l'on appellera, *puits de vitesse*, est justifié par l'influence des paramètres microstructuraux et particulièrement les joints de grains (Figure IX-16), car la taille des grains peut varier de 10 à $60 \mu\text{m}$. Au dessus de cette valeur, ce phénomène n'apparaît pratiquement plus : les vitesses croissent. D'une manière plus générale, ces résultats montrent l'importance de mesurer avec précision la longueur des fissures lorsqu'elles sont de très petite taille. Pour les sollicitations élevées, nous n'avons pas détecté de ralentissement de fissure. Nous avons justifié cette observation par l'importance de la charge appliquée : celle-ci en effet conduit à une énergie de propagation dépassant l'énergie de franchissement des joints de grains qui peuvent bloquer la fissure. Ce résultat confirme d'autres recherches qui ont montré que l'arrêt des fissures par des joints de grains se produit pour des charges assez faibles [Buf01, Che00]. Plusieurs auteurs ont présenté cette phase comme une phase de transition entre les stades I et II de propagation (Figure IX-17). Par ailleurs, d'autres travaux ont expliqué cette chute de vitesse par l'aspect tridimensionnel de la fissure. En effet, celle-ci doit croître en profondeur et en largeur à travers plusieurs grains de tailles et d'orientations cristallographique différentes [Buf01]. Généralement, deux plans de clivage dans des grains voisins ne se rencontrent pas le long d'une ligne commune au joint. Cette désorientation oblige une fissure traversant un joint de grain à continuer dans le grain voisin sur plusieurs plans de clivage parallèles, donnant ainsi naissance à des marches entre ces plans appelées *lignes de rivières* (Figure IX-18). Ce type de propagation conduit à un faciès de rupture caractéristique du clivage (Figure IX-19).

Au cours de la sollicitation, le nombre de fissures augmente [Mur00] ce qui nous permet de supposer que les ralentissements (ou arrêts) que subissent certaines fissures au début de la fissuration voire même à la fin de la durée de vie de l'éprouvette (prochain paragraphe), sont probablement causés par des phénomènes d'interaction entre fissures. L'étude effectuée par Jiang et al. [Jia91, Zha92] montre que, lorsque la distance séparant deux fissures non coplanaires

de taille comparable est inférieure à trois fois leur longueur en surface, l'interaction entre les fissures devient significative.

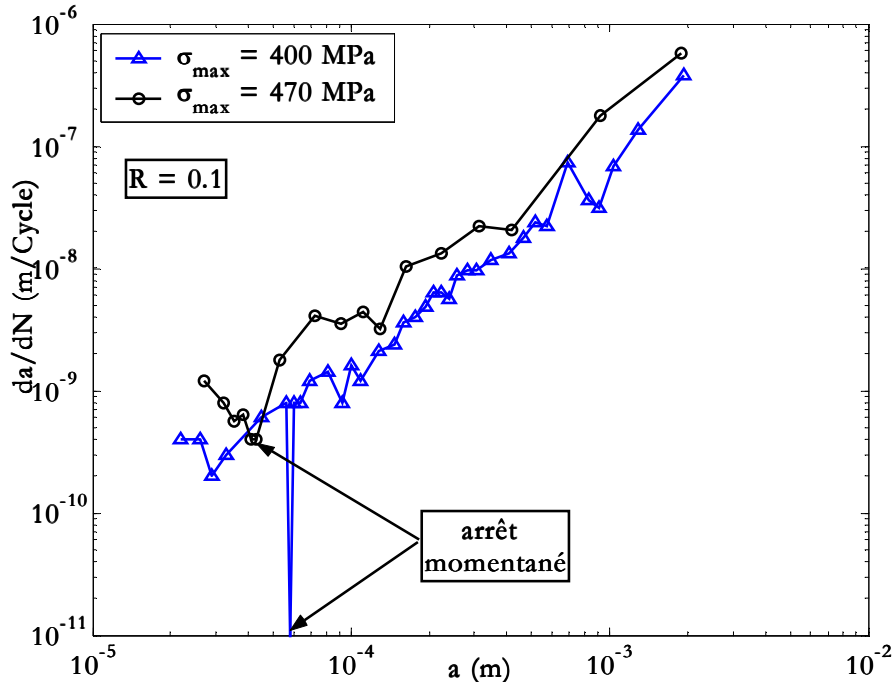


Figure IX-12 : Influence du chargement sur la vitesse de propagation ($R = 0,1$) [sp05 et sp02]

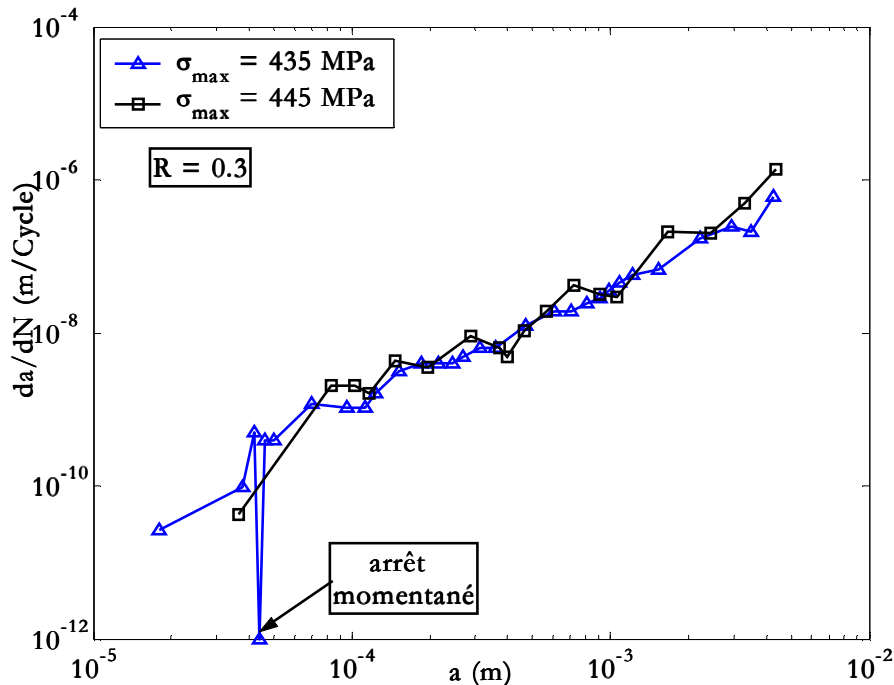


Figure IX-13 : Courbes $da/dN - \Delta K$ pour fissures courtes sous chargement d'amplitude constante ($R = 0,3$) [sp07 et sp06]

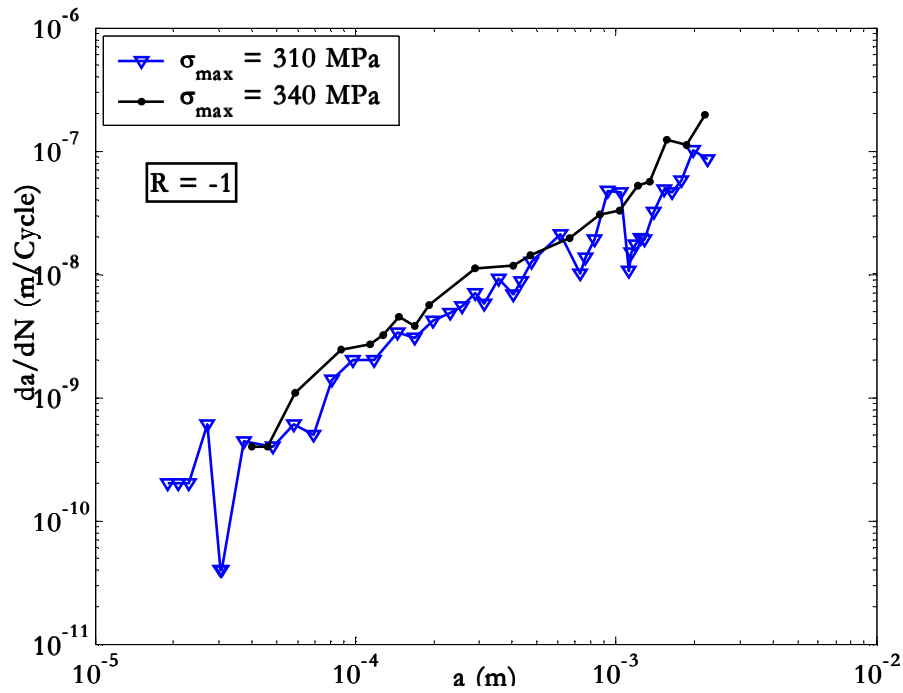


Figure IX-14 : Influence de chargement sur la vitesse de propagation
($R = -1$) [sp17et sp16]

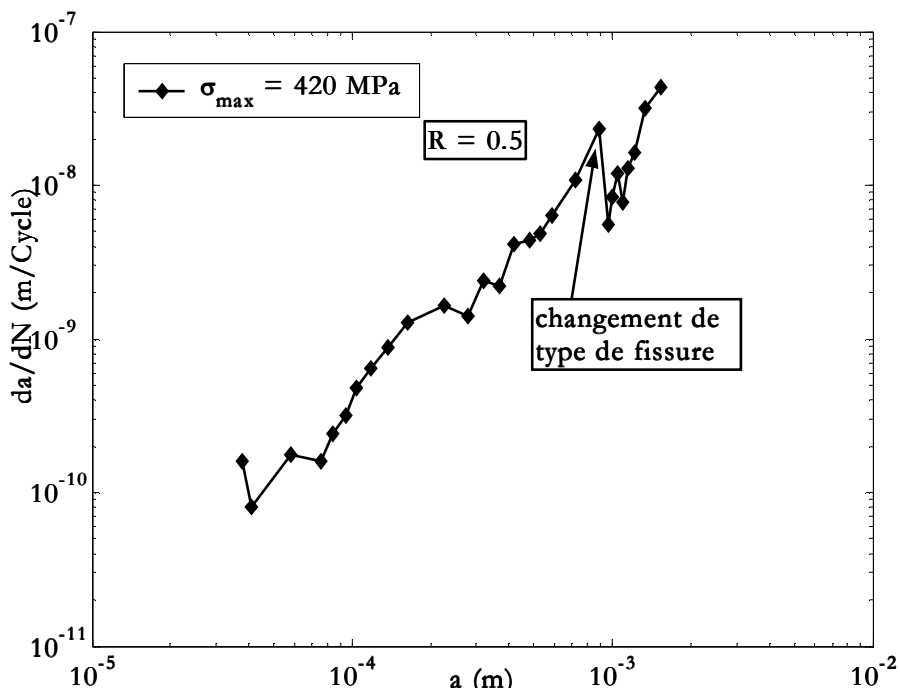


Figure IX-15 : Vitesse de propagation en fonction de la profondeur de fissure
($R = 0,5$) [sp11]

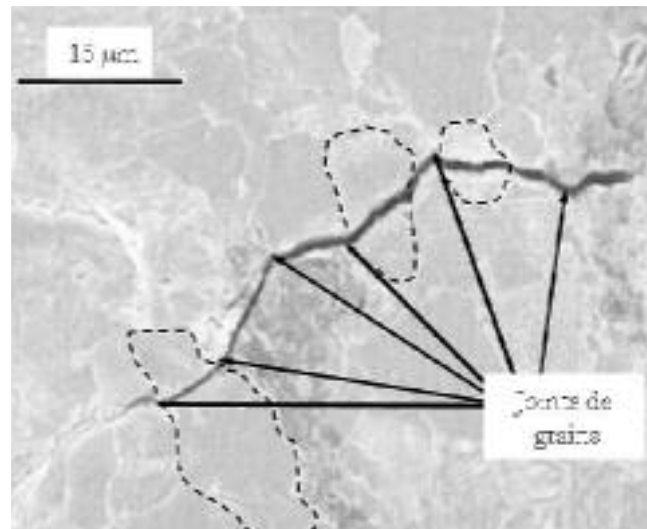


Figure IX-16 : Déviation de la fissure à la traversée des joints de grains

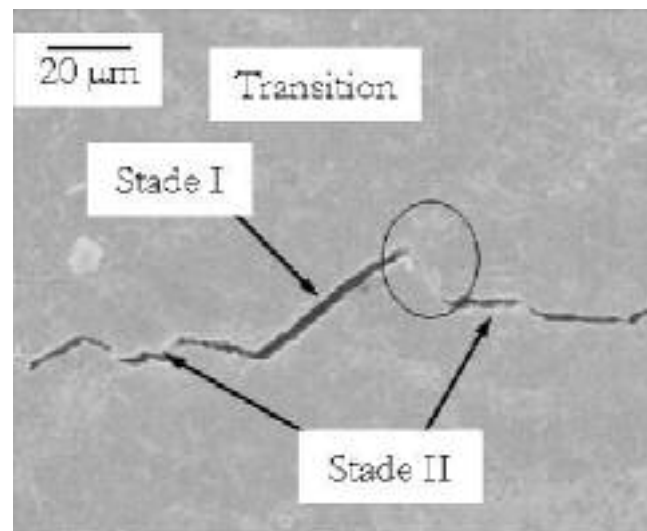


Figure IX-17 : Transition entre stades de propagation I et II

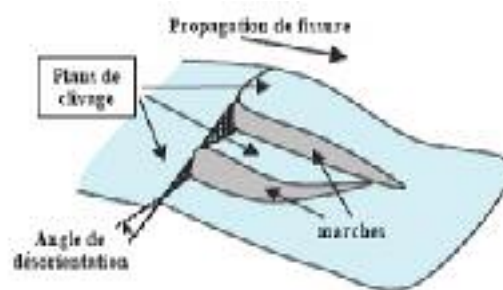


Figure IX-18 : Mécanisme de formation des marches ou lignes de rivières lors du franchissement d'un joint de grain

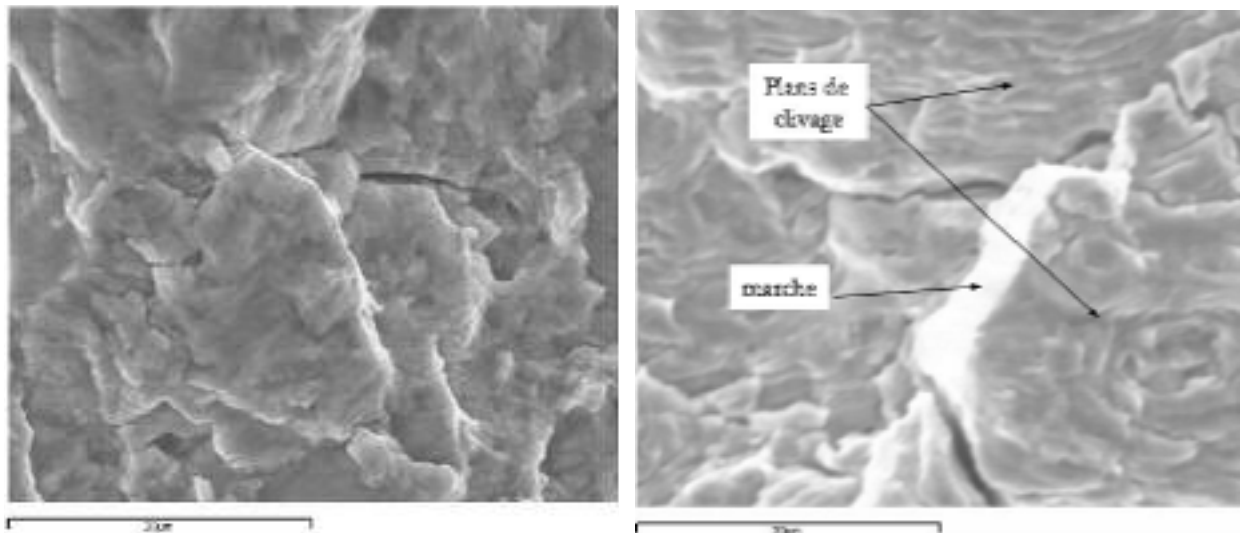


Figure IX-19 : Fissures de clivage

IX-2-1-b Fissures non propageantes (FNP)

Dans la plupart des essais de fissuration, nous avons observé l'amorçage de plusieurs microfissures le long de la partie utile de l'éprouvette après un certain nombre de cycles. Une ou deux fissures deviennent plus dominantes et les autres restent bloquées. Pendant le contrôle de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes par les différentes méthodes de suivi, nous avons enregistré leurs longueurs et leurs emplacements en fonction du nombre de cycles. A cause des difficultés que nous avons rencontrées pour suivre toutes les fissures, nous avons procédé au suivi de quelques unes d'entre elles (sept fissures au maximum). Dans ce cas de fissuration multiple, les résultats de propagation ne sont validés que si les fissures sont suffisamment éloignées pour que l'on puisse considérer qu'elles n'interagissent pas entre elles. La Figure IX-20 montre un exemple de suivi de quelques fissures non propageantes (FNP) dans la même éprouvette pour un rapport de charge $R = 0,1$ et sous une contrainte maximale de 400 MPa.

D'une façon générale, le nombre de fissures évolue au cours de l'essai, mais dès qu'une fissure domine au niveau de la propagation, la création de fissures ainsi que leur propagation s'arrête. Nous expliquons l'arrêt de ces fissures par plusieurs phénomènes parmi lesquels :

- ❑ les interactions entre fissures ;
- ❑ les interactions entre fissures et barrières microstructurales.

Généralement, pour tous les rapports de charge étudiés, nous avons constaté que dans le cas d'une faible charge et de la présence dans l'éprouvette d'une fissure de surface et d'une fissure de coin, c'est cette dernière qui entraînera la rupture. Un exemple de cette remarque est illustré dans la Figure IX-21 où nous avons tracé la longueur de fissure en surface en fonction du nombre de cycles pour trois fissures. D'autre part, sous un chargement élevé, nous avons remarqué qu'il y a création ininterrompue de fissures qui peuvent se rejoindre en formant un réseau : c'est cette multiplication de petites fissures plutôt que leur propagation qui conduit à la rupture finale (Figure IX-22 et Figure IX-23). Nous avons également constaté que la coalescence disparaissait pour les faibles amplitudes. Les mêmes observations ont été réalisées par Nguedjio [Ngu89]. Enfin, un élément important est à noter dans l'ensemble des essais : ce n'est pas forcément la première fissure amorcée qui entraînera la rupture, il peut en effet s'agir d'une autre fissure

débouchant ultérieurement et se trouvant dans une zone favorable à sa propagation, qui dominera la propagation jusqu'à rupture (Figure IX-21 et Figure IX-22).

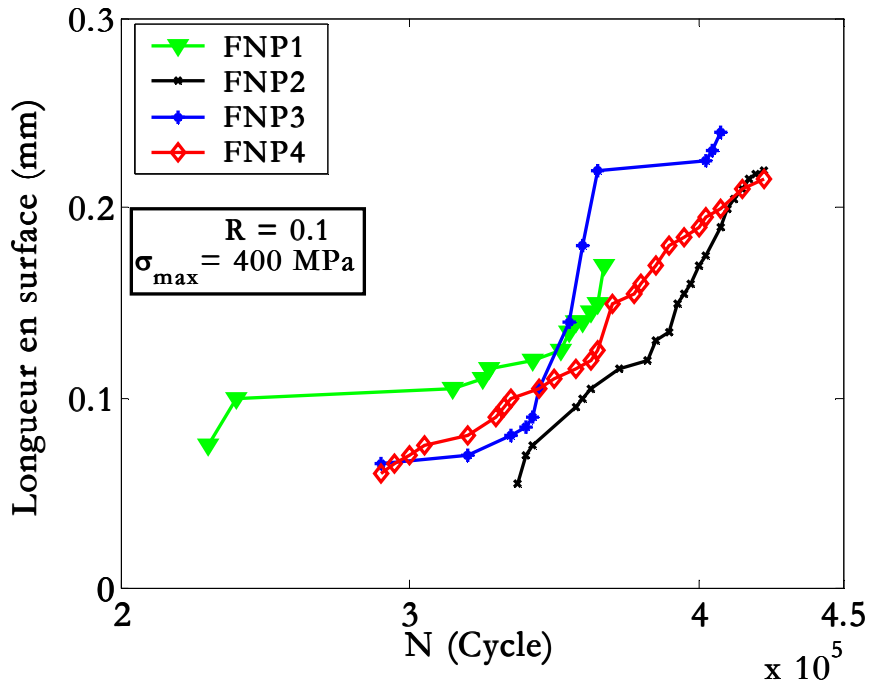


Figure IX-20 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (fissures non propageantes) [sp05]

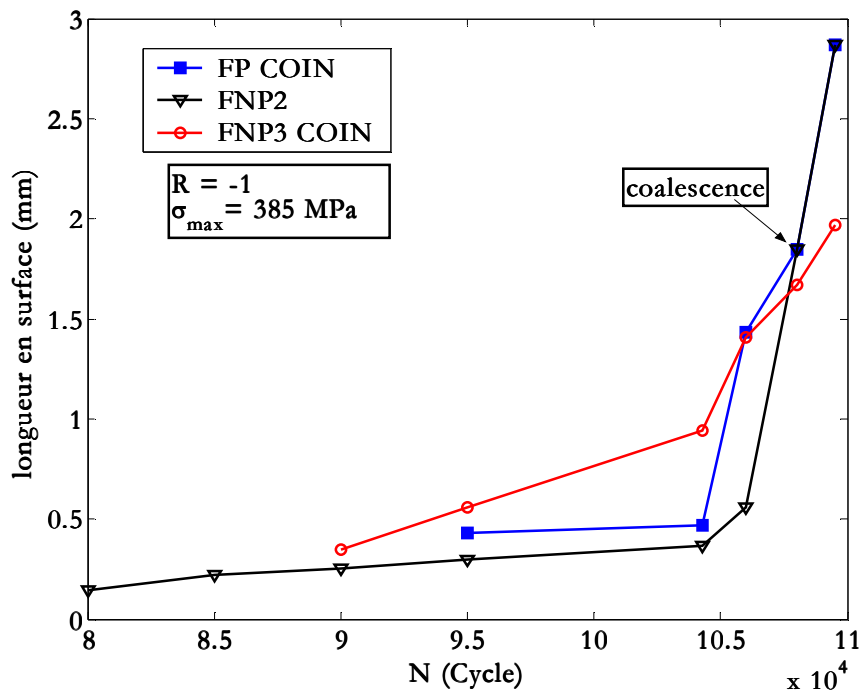


Figure IX-21 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (rupture sur fissure de coin) [sp14]

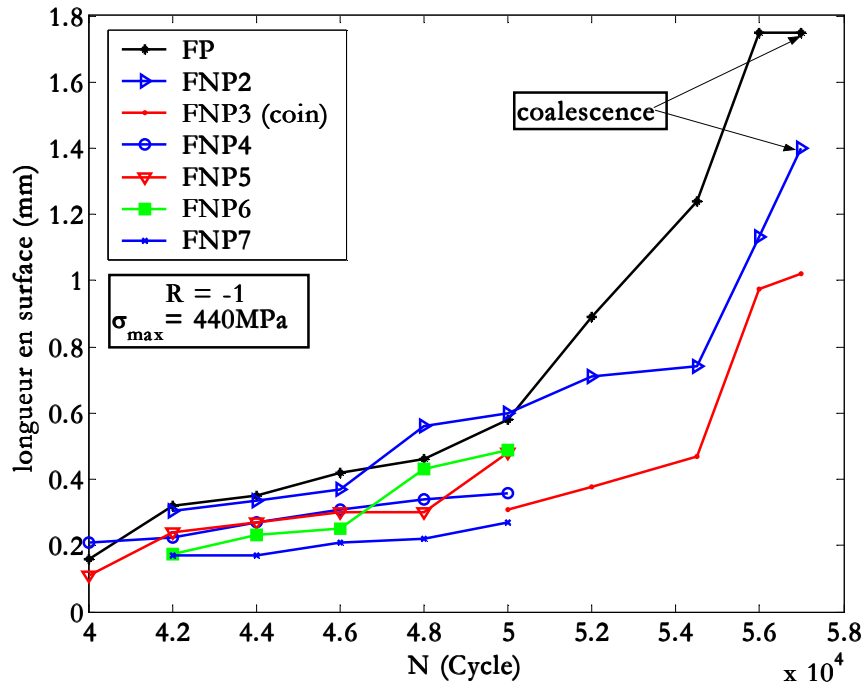


Figure IX-22 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (rupture par coalescence de fissures) [sp12]

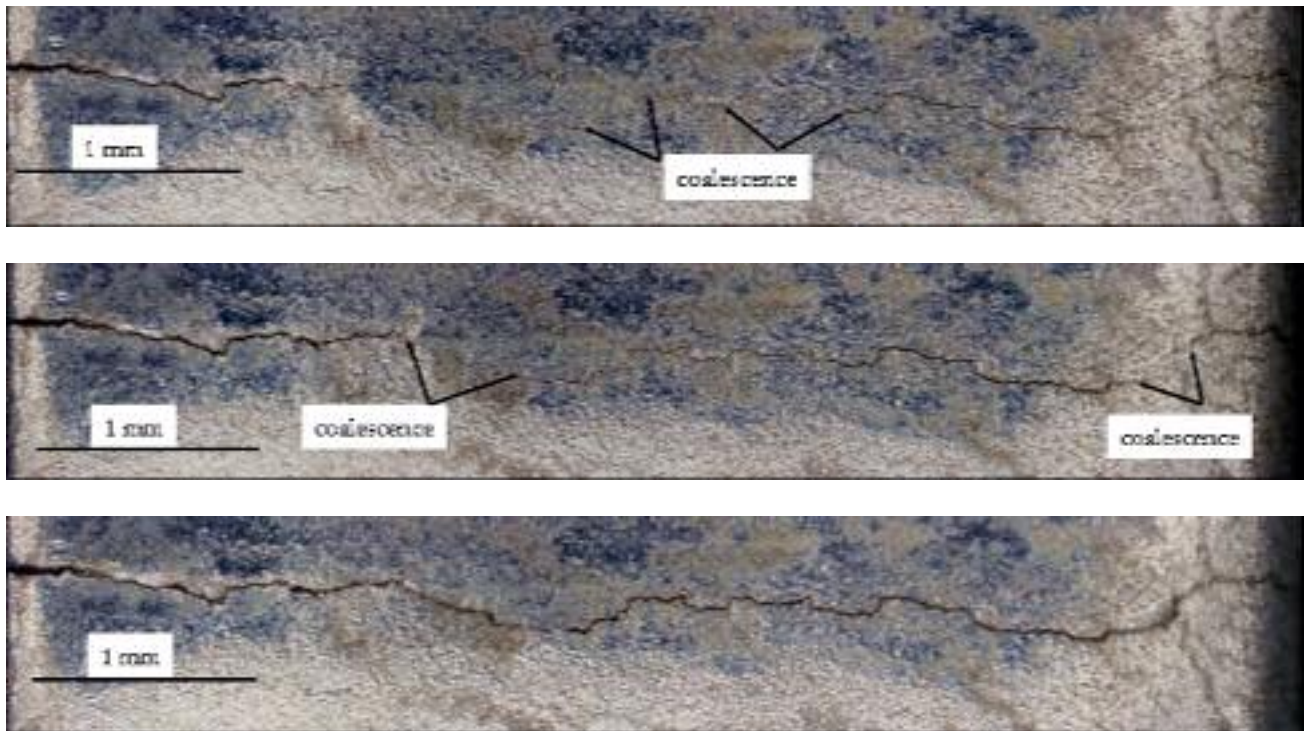


Figure IX-23 : Coalescence multiple conduisant à la rupture

IX-2-1-c Corrélation entre fissures propageantes et non propageantes

Les courbes indiquant l'évolution des longueurs de fissures non propageantes en fonction du nombre de cycles sont données dans les Figure IX-20 à Figure IX-22. Les courbes de propagation de fissures en fonction du facteur d'intensité de contrainte sont représentées dans les Figure IX-24 à Figure IX-28. Au cours des différents essais, nous avons détecté un nombre important de fissures qui s'arrêtent définitivement pour ne laisser place qu'à la propagation de la fissure propageante. Dans la pratique, afin de donner une meilleure lisibilité, nous avons tracé dans chaque figure l'évolution de la fissure propageante avec une ou deux fissures non propageantes (Figure IX-24 à Figure IX-28).

Nous remarquons que dans la majorité des cas, les fissures non propageantes sont les premières fissures à se propager mais au bout de quelques milliers de cycles elles s'arrêtent (Figure IX-25 et Figure IX-28). Généralement l'arrêt de ces fissures peut être expliqué par :

- *effet de décharge.* Lorsque des fissures sont suffisamment proches l'une de l'autre, elles peuvent soit coalescer entre elles ou se décharger l'une sur l'autre. Dans ce dernier cas, la diminution de l'intensité de contrainte peut être telle qu'on observe un arrêt des fissures (la Figure XI-14 est une illustration de l'effet de décharge) ;
- *influence de la zone plastique de l'entaille.* La propagation de la fissure depuis le fond d'une entaille est contrôlée par la zone plastique de l'entaille et celle de la fissure elle-même. L'importance relative de chacune des contributions dépend du niveau de chargement ainsi que de la longueur de la fissure. La contribution de l'entaille décroît au fur et à mesure que la fissure se propage alors que celle de la fissure croît. Si la contribution de l'entaille diminue plus vite que la contribution de la fissure n'augmente, la propagation ralentira, et la fissure deviendra non propageante. Par contre, si au sortir de la zone plastique de l'entaille, la plasticité de la fissure est suffisante la fissure continue de se propager jusqu'à rupture ;
- *présence d'une fissure de coin.* En effet, toutes choses par ailleurs étant égales, ces fissures se propagent plus vite que les fissures de surface car l'intensité des contraintes est plus élevée ;
- *trajet tortueux de la fissure.* A chaque fois que la fissure rencontre une barrière microstructurale, elle change de direction en cherchant le chemin le plus facile à franchir. Ces multiples déviations créent des surfaces rompues plus rugueuses qui ralentissent la propagation et peuvent conduire à l'arrêt définitif de la fissure (Figure IX-29) ;
- *bifurcation à la pointe de la fissure.* La présence de plusieurs chemins à la pointe de la fissure conduit à une diminution locale de la contrainte qui devient alors insuffisante pour propager la fissure, ce qui conduit à l'arrêt de celle-ci (Figure IX-30) ;
- *propagation en mode mixte.* En effet, les fissures de fatigue ne se propagent pas toujours perpendiculairement à la direction de la charge appliquée mais peuvent subir des déviations à l'échelle microscopique. Quand l'extrémité de fissure s'incline par rapport à la charge appliquée, la fissure commence à être sollicitée par un mode combiné I et II. La Figure IX-31 illustre le cas d'une fissure qui s'est propagée en profondeur dans un plan incliné, et qui s'est arrêtée en restant ouverte (bâillement de la fissure) du fait de l'existence d'un mode mixte de sollicitation ;

- *influence de la microstructure*, comme nous avons vu précédemment si la charge appliquée est insuffisante pour que la fissure traverse les barrières microstructurales (joints de grains notamment), on observe un arrêt de la fissure.

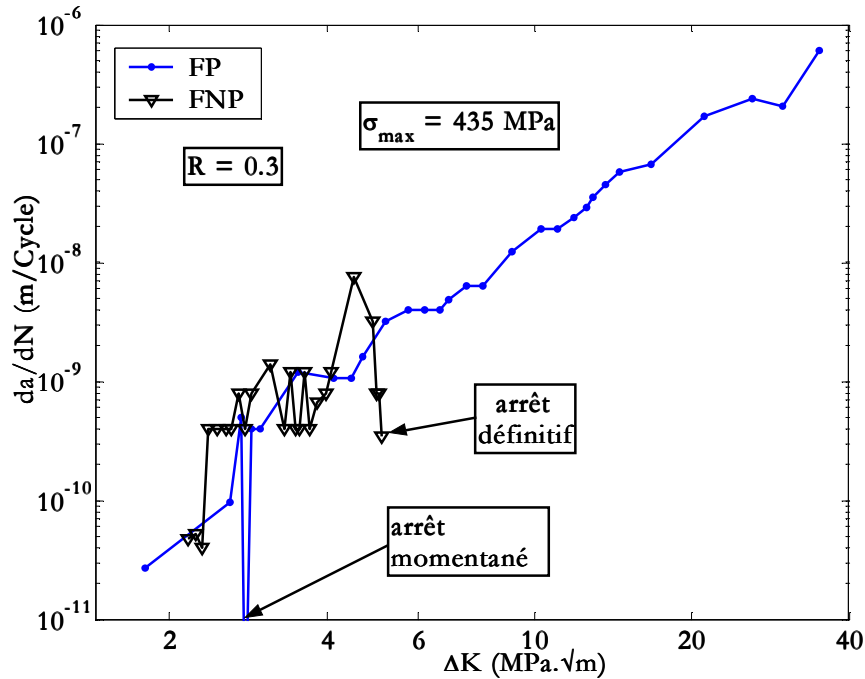


Figure IX-24 : Comparaison de l'avancée de fissure principale et non propageante ($R = 0,3$) [sp07]

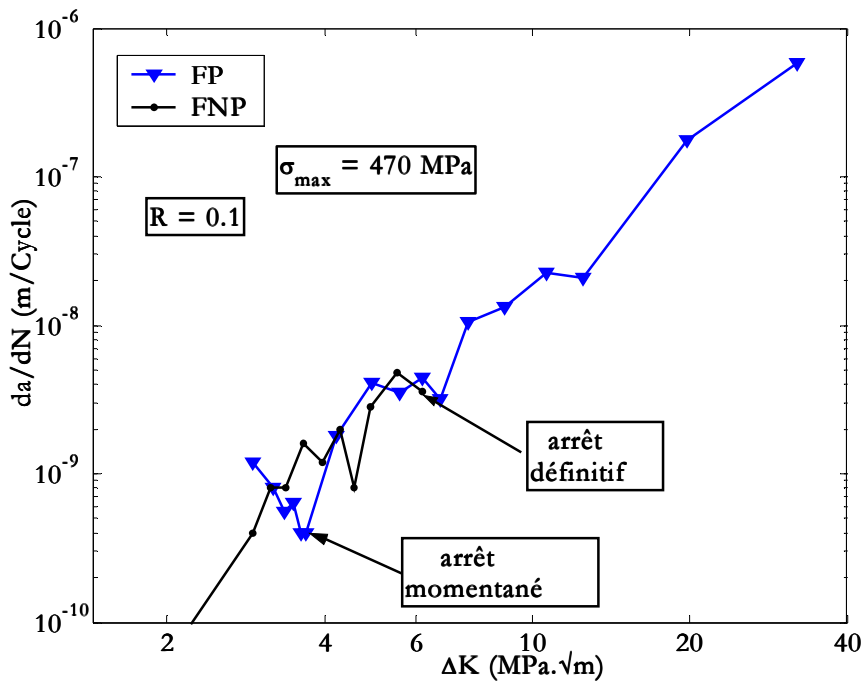


Figure IX-25 : Propagation de fissures propageante et non propageante en termes de ΔK ($R = 0,1$) [sp02]

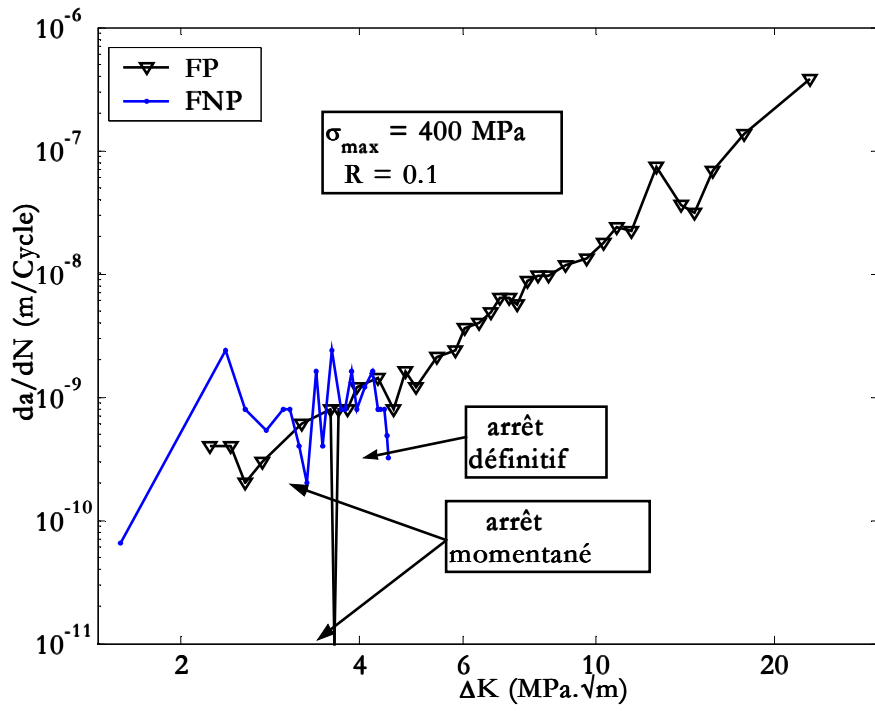


Figure IX-26 : Décélération de la fissure non propageante avant l'arrêt définitif ($R = 0,1$) [sp05]

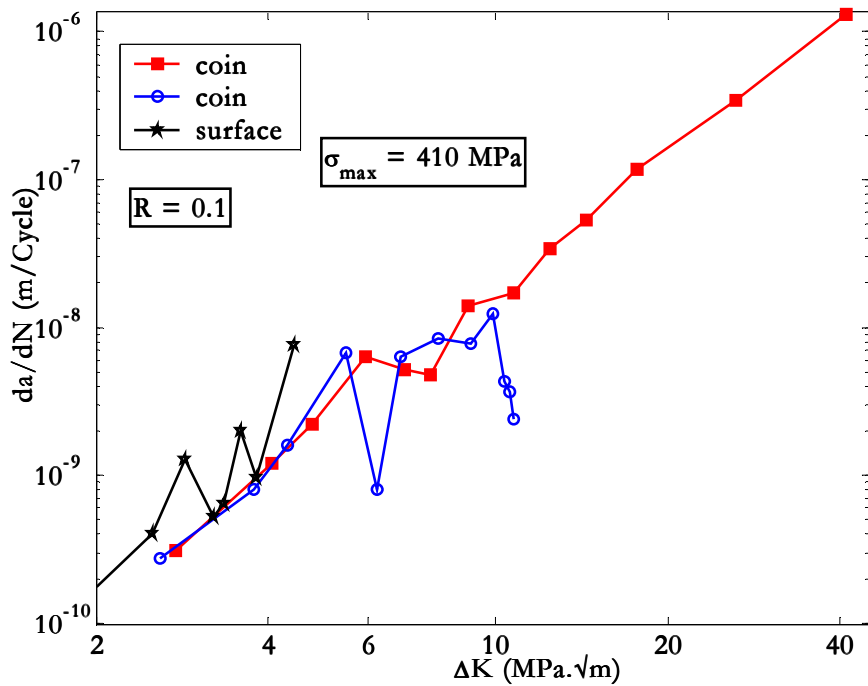


Figure IX-27 : Propagation de fissures de coin et de surface ($R = 0,1$) [sp04]

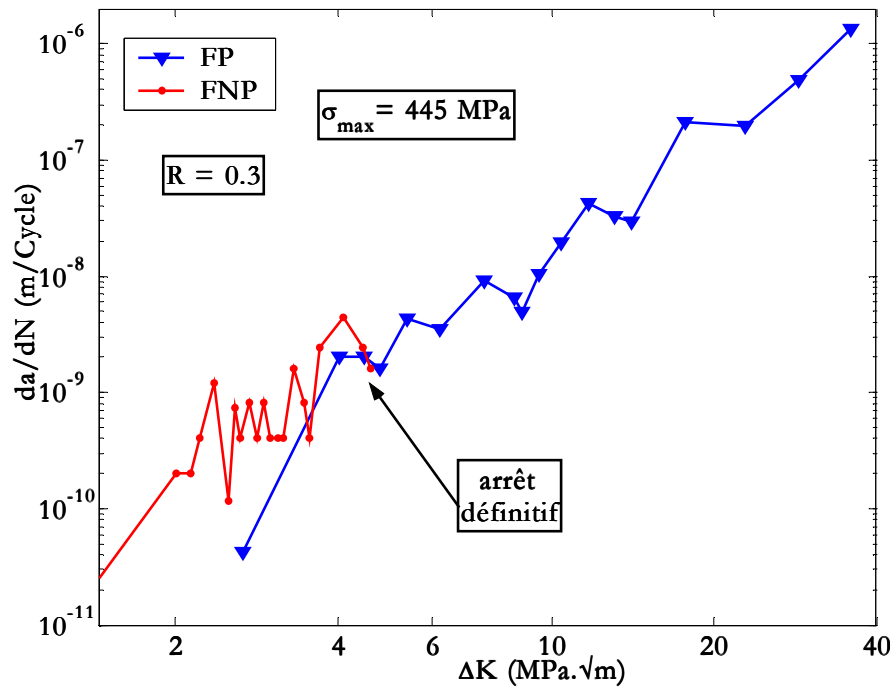


Figure IX-28 : Vitesse de propagation en fonction de ΔK (fissures propageante et non propageante, $R = 0,3$) [sp06]

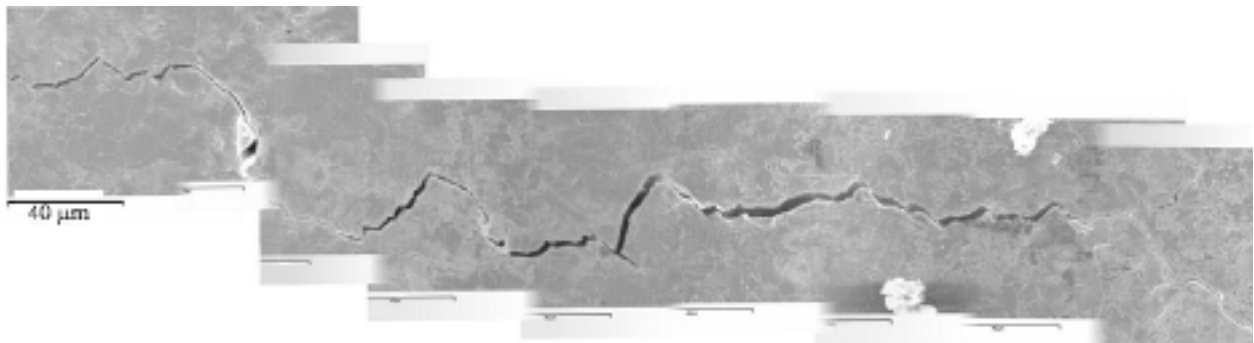


Figure IX-29 : Multiples déviations conduisant à l'arrêt de la fissure

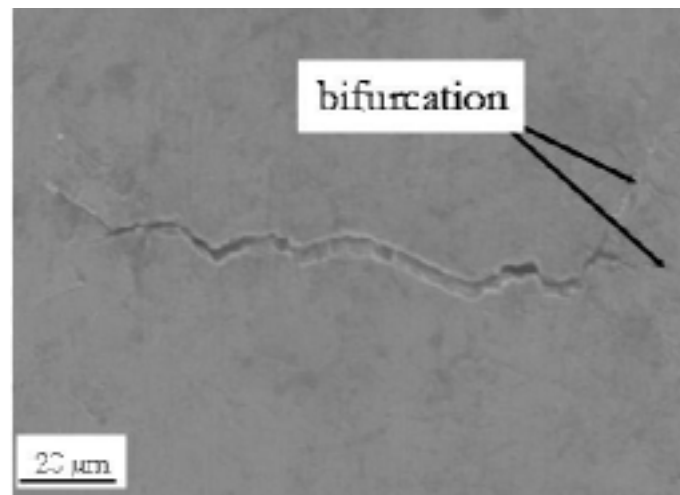


Figure IX-30 : Phénomène de bifurcation

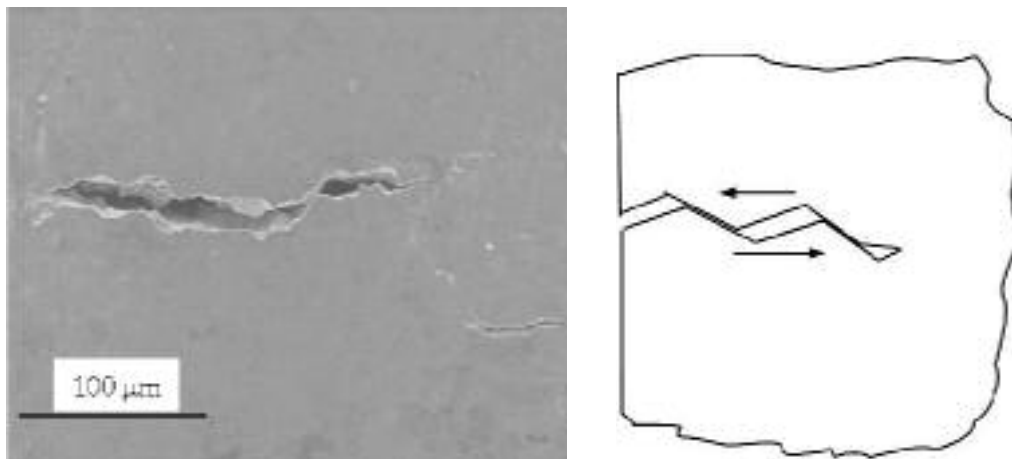


Figure IX-31 : « Bâillement » de fissure (mode I et II)

Dans le cas de deux fissures co-planaires, les résultats montrent qu'avant coalescence les fissures se propagent indépendamment, lorsque la coalescence a lieu, le facteur d'intensité de contrainte au niveau du point de contact augmente alors brutalement. Après coalescence, le facteur d'intensité de contrainte diminue de nouveau et la forme de la fissure se stabilise progressivement [Jia91(2)].

Nous avons constaté un autre phénomène : sous le même niveau de contrainte et sur la même éprouvette, nous observons une propagation plus rapide de certaines fissures. Nous avons expliqué ce phénomène par deux raisons :

- le type de fissure (surface ou coin). En effet, si la fissure s'amorce en coin, elle se propage pour le même niveau de chargement, plus rapidement que si elle s'était amorcée en surface ;
- la zone d'amorçage. Si la fissure est amorcée dans un plan incliné par rapport à la direction de sollicitation, elle se propage moins vite que lorsqu'elle s'amorce à partir d'une inclusion.

IX-2-2 Comparaison entre les différents rapports de charge

Pour étudier l'influence du rapport de charge sur la durée de propagation d'une fissure de fatigue, nous avons tracé dans la Figure IX-32 la propagation d'une fissure de 70 μm en fonction du nombre de cycles pour les rapports de charge -1, 0,1, 0,3 et 0,5 sous une contrainte maximale de 440 MPa. Les résultats nous montrent que le nombre de cycles augmente avec le rapport de charge : c'est-à-dire que la résistance à la fissuration est d'autant plus grande à même σ_{\max} que le rapport de charge est plus élevé.

Les résultats des essais de propagation pour un rapport $R = 0,1$ sont représentés sur la Figure IX-33. Nous avons également reporté sur cette figure les résultats obtenus pour $R = 0,3$. Nous constatons une bonne correspondance des vitesses de propagation pour les deux rapports. Les mêmes observations peuvent être effectuées si nous comparons les différents rapports de charge $R = 0,1$ et $R = 0,5$ (Figure IX-34), $R = -1$ et $R = 0,3$ (Figure IX-36) et enfin $R = -1$ et $R = 0,5$ (Figure IX-35). Cette absence de différences entre les résultats obtenus à $R > 0$ et $R < 0$ nous permet véritablement de supposer que la partie négative du cycle n'intervient pas au cours de la propagation de la fissure, ce qui tend ainsi à vérifier notre hypothèse de travail. La seule différence est la valeur de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte au niveau du puits de

vitesse. Cette différence est justifiée par le fait que les essais ont été réalisés sous différentes amplitudes de contrainte ; de plus, l'inhomogénéité de la taille des grains ($15 \mu\text{m} < d_G < 60 \mu\text{m}$) donnent des fissures de différentes tailles à l'amorçage. Ces résultats confirment que le rapport de charge n'a pas d'influence sur la propagation des fissures courtes en fatigue, si nous comparons la vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Ce résultat est fondamental pour supposer l'inexistence des effets de fermeture pour les fissures courtes.

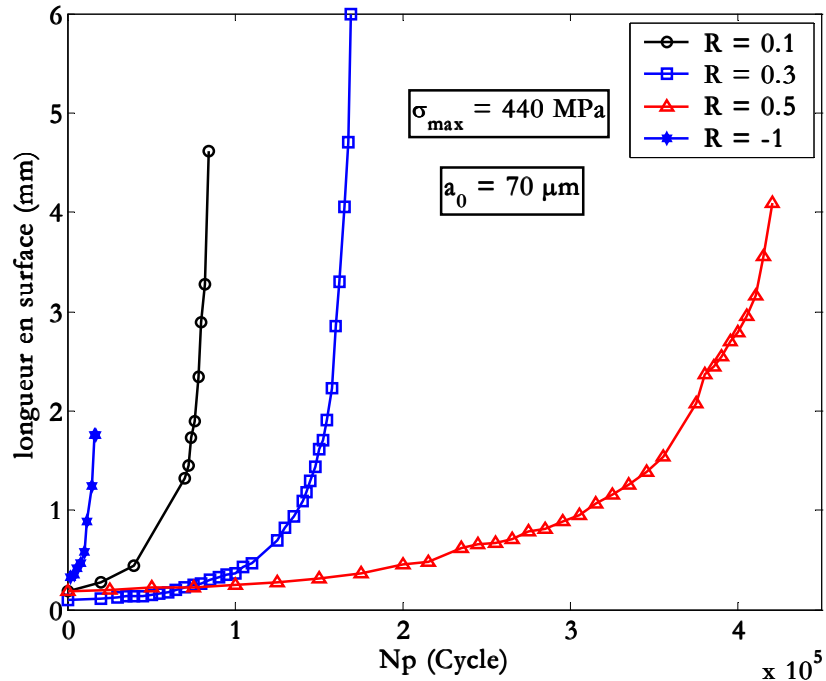


Figure IX-32 : Durée de propagation d'une fissure de $70 \mu\text{m}$ pour différents rapports de charge [sp03, sp06, sp11 et sp12]

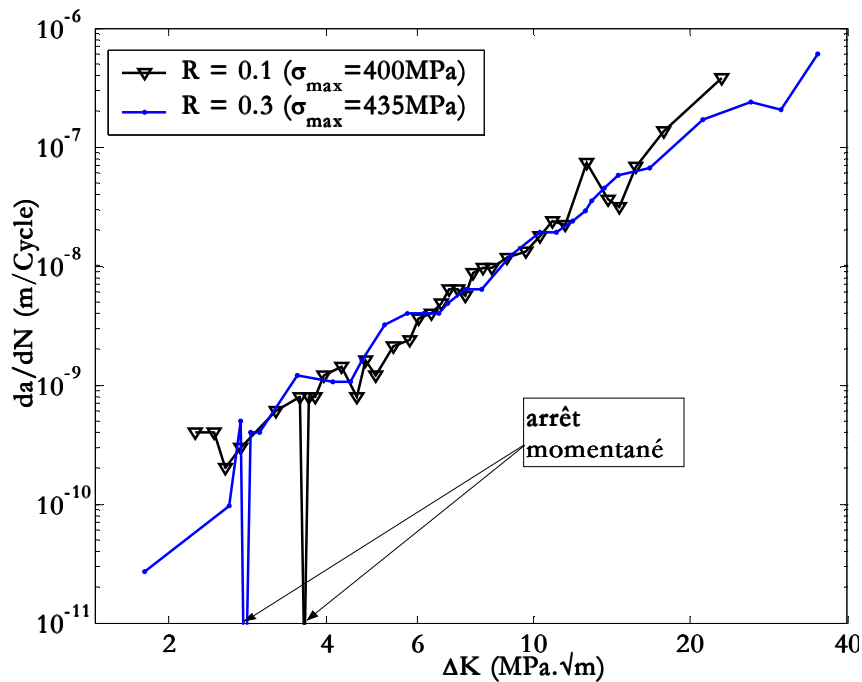


Figure IX-33 : Influence du rapport de charge sur la propagation de fissures courtes [sp05 et sp07]

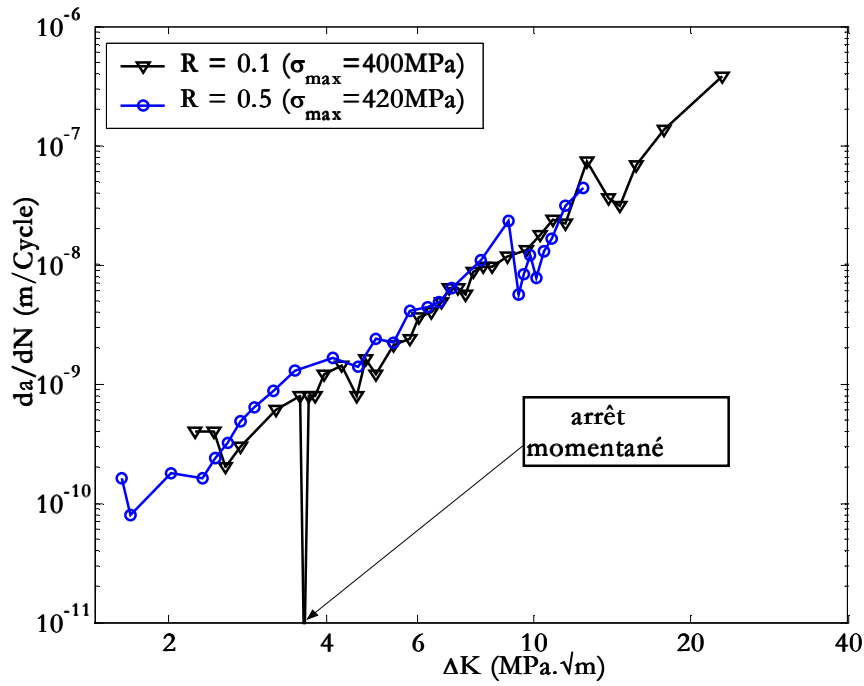


Figure IX-34 : Vitesse de propagation de fissures courtes pour deux rapports de charge ($R = 0,1$ et $0,5$) [sp05 et sp11]

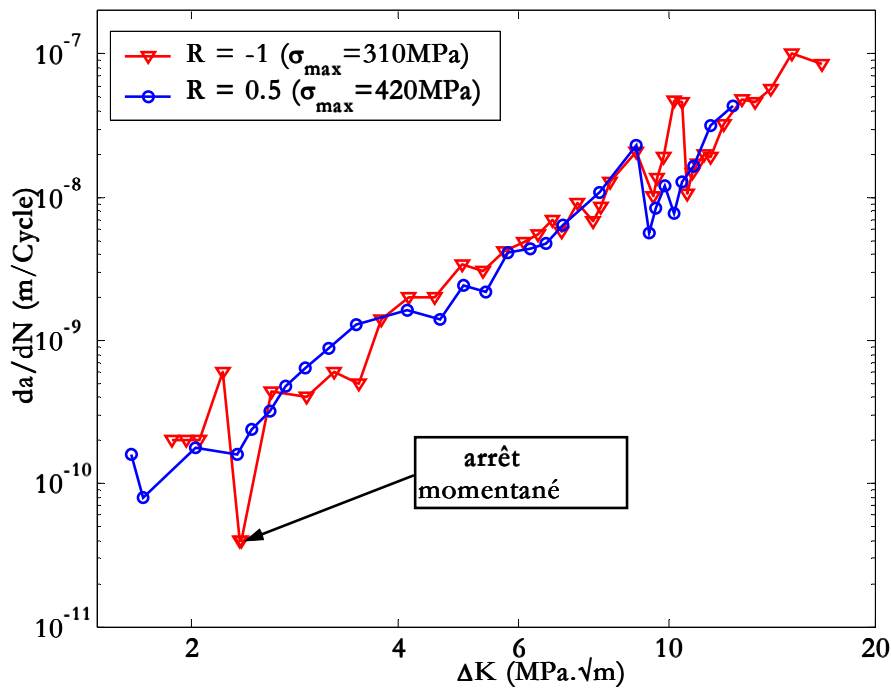


Figure IX-35 : Propagation de fissures courtes pour les différents rapports de charge [sp17 et sp11]

La Figure IX-37 permet de montrer l'influence du rapport de charge sur la vitesse de propagation pour une longueur de fissure donnée. Dans cette figure, nous avons tracé la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de la profondeur de la fissure (a) pour les rapports de charge $R = -1$, $R = 0,1$, $R = 0,3$ et $R = 0,5$. Tous ces essais ont été réalisés sous la même contrainte maximale ($\sigma_{max} = 440 \text{ MPa}$). Pour une taille de fissure donnée, cette figure montre que lorsque le rapport de charge augmente, la vitesse de fissuration diminue. Nous pouvons

expliquer ces observations par les résultats de la Figure IX-32 qui montre que le nombre de cycles augmente avec le rapport de charge R , c'est-à-dire que pour une avancée de fissure Δa , si nous augmentons R le nombre de cycle nécessaire augmente ; ce qui conduit à une diminution de la vitesse de propagation.

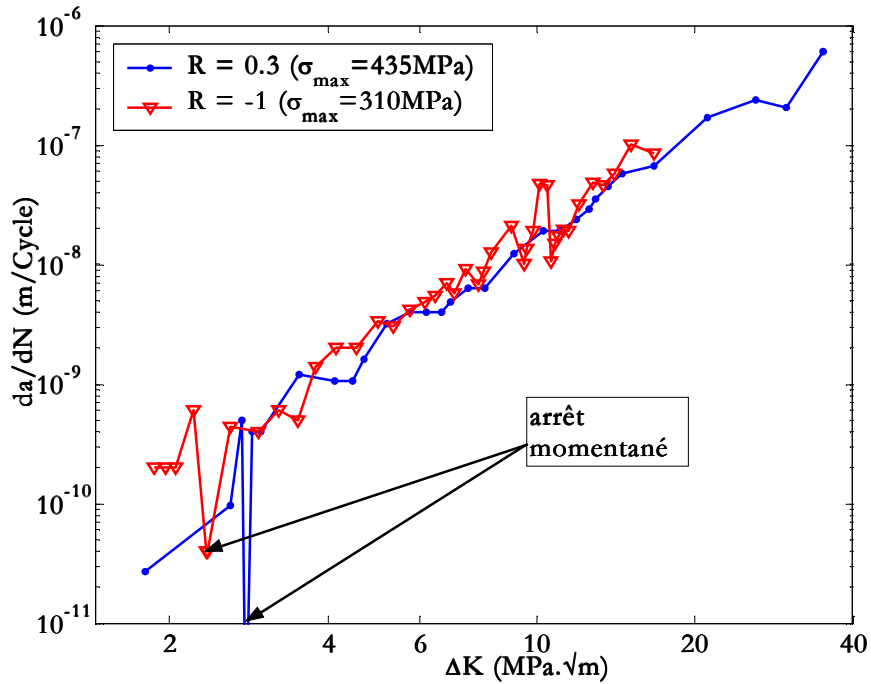


Figure IX-36 : $da/dN - \Delta K$ pour les rapports de charge 0,3 et -1 [sp07 et sp17]

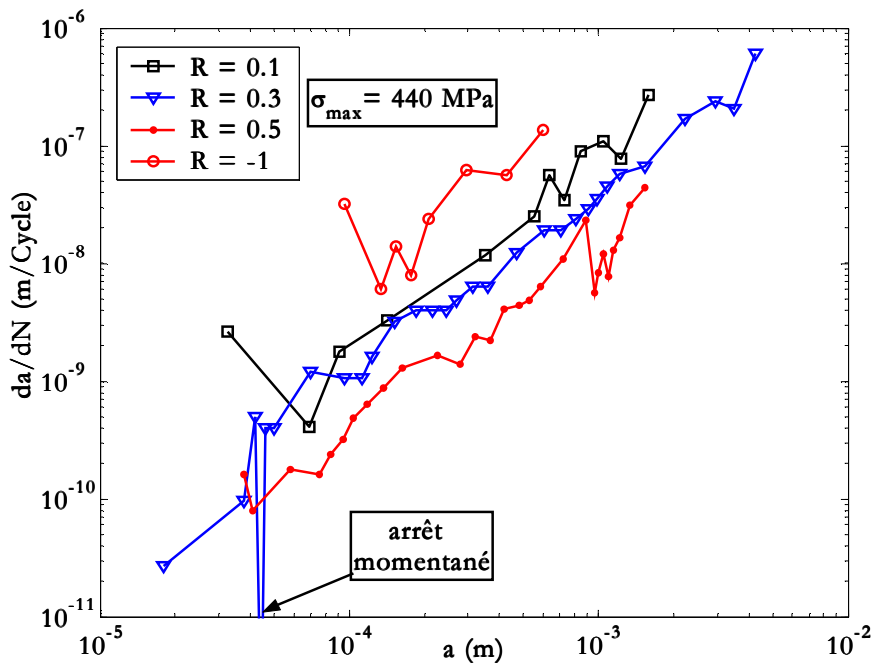


Figure IX-37 : Influence du rapport de charge sur les vitesses de propagation des fissures courtes [sp03, sp06, sp11 et sp12]

IX-3 Essais sous chargements d'amplitude variable

Les structures navales (bâtiments de surface...) sont soumises en service à des chargements variables dus aux états de mer, au vent, aux vagues... Ainsi, il est nécessaire d'acquérir une meilleure compréhension du comportement en fatigue dans des conditions de chargement réelles. C'est pour cette raison que nous allons maintenant étudier le comportement de l'acier S355NL sous plusieurs chargements d'amplitude variable.

Dans un premier temps, nous avons voulu examiner le comportement des fissures courtes à travers l'application d'un chargement progressif en s'inspirant des travaux de Miller [Mill86]. Cependant, n'ayant pas la capacité logicielle d'appliquer un signal évoluant de manière linéaire dans le temps, nous avons effectué des essais en appliquant une succession de paliers (durée variable) d'amplitude croissante ou décroissante avec une évolution de la charge de $\pm 2,5\%$.

Dans un deuxième temps, à partir d'un spectre de chargement réel issu d'enregistrements en service (Figure V-11), nous avons extrait deux types de chargements variables représentatifs. Nous avons alors procédé en deux étapes :

- nous avons éliminé tous les cycles qui avaient une amplitude inférieure à la moitié de l'amplitude maximale du spectre. Pour les cycles restants, nous avons trouvé que le rapport entre la moyenne des amplitudes qui vérifient cette condition et l'amplitude maximale du spectre est égal à 1,40. Nous avons alors construit le premier chargement comme une succession de blocs : chaque bloc est constitué de neuf cycles suivis d'un cycle avec un taux de surcharge de 1,4. Ceci est équivalent à une sollicitation avec des surcharges/souscharges répétées (Figure IX-38). Nous appellerons ce chargement *bloc1*.
- puis, nous avons pris en compte l'influence des cycles restants : nous avons fait la moyenne des charges maximales de ces cycles. Le chargement que nous avons trouvé est cette fois constitué de cinq cycles suivis de neuf cycles et enfin un cycle avec un taux de surcharge à chaque fois de 1,40 (Figure IX-38). Nous appellerons ce chargement *bloc2*.

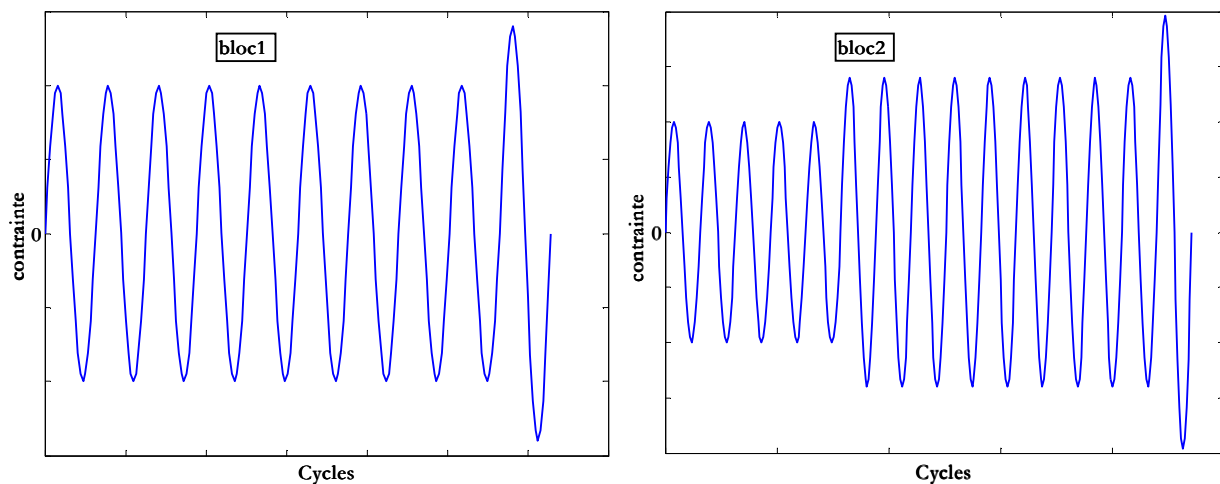


Figure IX-38 : Chargements employés issus du spectre (*bloc1* et *bloc2*)

En ce qui concerne l'amplitude du chargement, nous avons tout d'abord effectué un essai en respectant l'amplitude de chargement mesuré lors d'un état de mer 5, à savoir 45 MPa pour un rapport de charge égal à -1. Au bout de $5 \cdot 10^6$ cycles, aucune fissure, même non propageante, n'est apparue sur la surface de l'échantillon. Ce résultat était clairement attendu puisque la limite

d'endurance de l'acier *S355NL* établie pour $R = -1$ est voisine de 200 MPa. Aussi, à la vue des résultats obtenus à $R = -1$ pour des chargements d'amplitude constante, nous avons décidé d'appliquer un coefficient multiplicateur à cette valeur de l'amplitude. Nous avons choisi d'employer deux niveaux de chargement différents : 285 MPa (surcharge : 400 MPa) puis 305 MPa (surcharge : 425 MPa) au cours d'un autre essai. Ces valeurs correspondent respectivement à des contraintes équivalentes (Partie B) de 310 MPa et 335 MPa pour le chargement de type *bloc1*.

Pour ce qui est du chargement de type *bloc2*, nous avons choisi d'effectuer également des essais avec deux chargements équivalents différents. Ce spectre utilise quant à lui trois niveaux d'amplitude distincts : 205 et 280 MPa (surcharge : 420 MPa).

Dans la Figure IX-39, nous avons présenté l'évolution de la longueur de fissure en surface en fonction du nombre de blocs pour deux essais effectués avec des surcharges/souscharges répétées (*bloc1*). Les essais sont effectués pour des contraintes équivalentes de 310 MPa et à 335 MPa. Comme dans le cas des chargements d'amplitude constante, la longueur de fissure augmente avec le nombre de blocs. Nous constatons que ces courbes montrent une certaine incohérence par rapport aux essais effectués sous chargement constant. En effet, pour une contrainte équivalente de 310 MPa, nous avons appliqué 19 500 blocs alors que pour la contrainte équivalente de 335 MPa il a fallu 28 250 blocs pour rompre l'éprouvette. C'est à dire que le nombre de blocs augmente avec la contrainte appliquée, ce qui est tout à fait contradictoire avec les résultats issus des chargements d'amplitude constante (Figure IX-5). Cette incohérence n'est pas dû aux chargements variables, mais nous pouvons la justifier par le type de fissure, car pour l'éprouvette sous la charge 310 MPa, c'est une fissure de coin qui a dominée la propagation jusqu'à rupture, tandis que pour 335 MPa, c'est une fissure de surface qui a conduit à la rupture. Ces résultats confirment le fait que les fissures de coin entraînent une durée de vie inférieure à celles des fissures de surface.

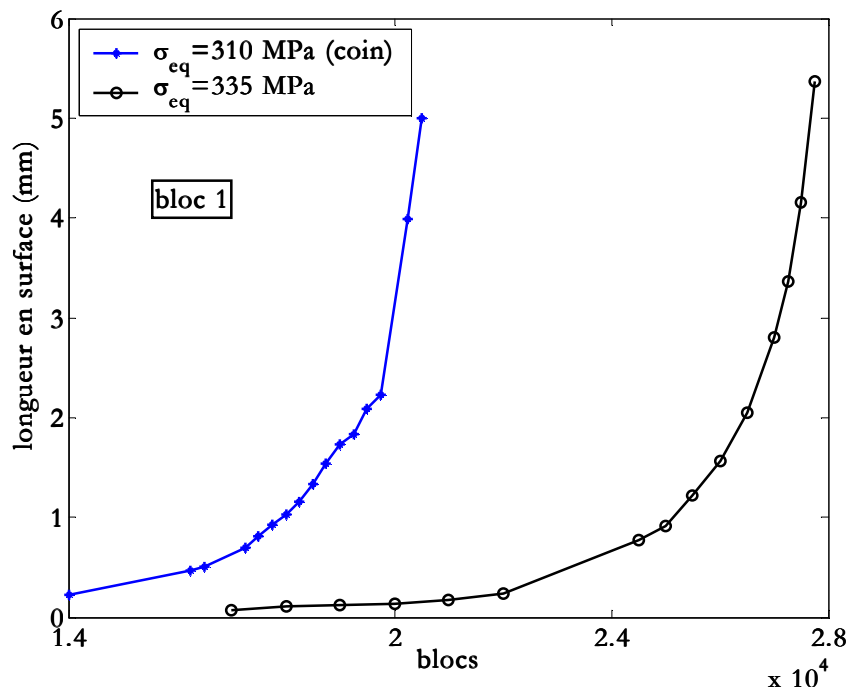


Figure IX-39: Longueur de fissure en fonction du nombre de blocs pour deux chargements [sp20 et sp21]

Lors d'un chargement par blocs, comme dans le cas des chargements d'amplitude constante, nous avons pu constater le développement de plusieurs fissures le long de la partie centrale de l'éprouvette. Dans la Figure IX-40, nous avons représenté l'évolution de la longueur de la fissure en surface en fonction du nombre de blocs pour une fissure propageante et une autre non propageante. Cette figure montre une croissance nettement plus rapide de la fissure qui entraîne la rupture au moment où la fissure non propageante s'arrête.

Dans la Figure IX-41, nous avons tracé l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour deux essais sous chargement par blocs (bloc1). Ces résultats nous montrent un arrêt momentané de la fissure propageante pour $\Delta K = 3,1 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, ce qui correspond à une longueur de fissure de l'ordre de $46 \text{ }\mu\text{m}$ (Figure IX-42) ainsi qu'à une vitesse de propagation légèrement supérieure pour l'essai avec la charge équivalente 335 MPa . La faible différence entre vitesse de propagation devient nulle lorsque ΔK augmente.

Les résultats des essais réalisés avec chargement par paliers croissants et décroissants sont présentés respectivement dans la Figure IX-43 et Figure IX-44. Ces deux figures confirment la tendance générale des fissures courtes. Sous chargement par paliers croissants ou décroissants, les fissures courtes s'amorcent avec une vitesse élevée suivie d'une décélération ou d'un arrêt momentané avant de repartir avec une vitesse croissante jusqu'à rupture. Des chutes de vitesse ont été observées pour des longueurs de fissure de la taille d'un à trois grains.

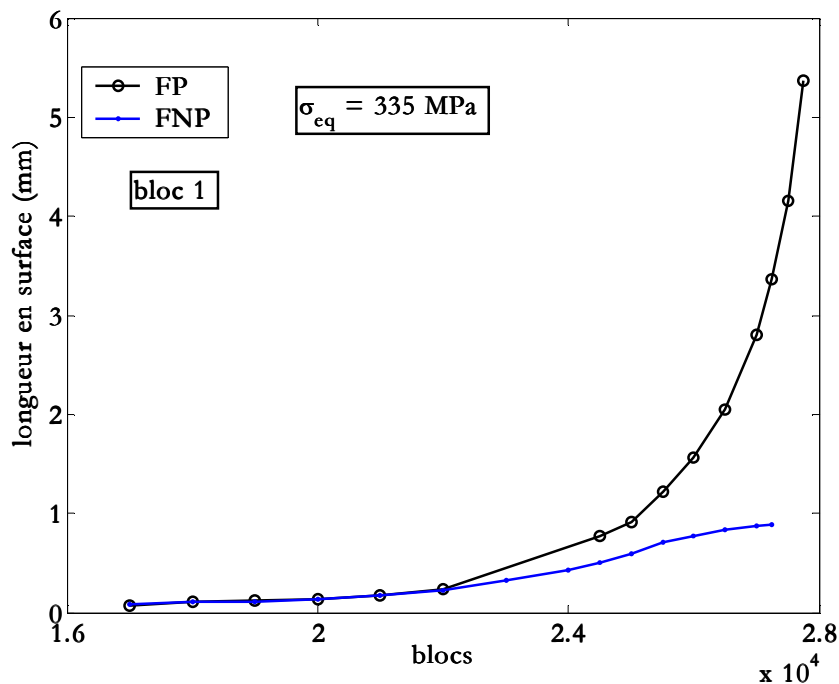


Figure IX-40 : Longueur de fissure propageante et non propageante en fonction du nombre de blocs [sp21]

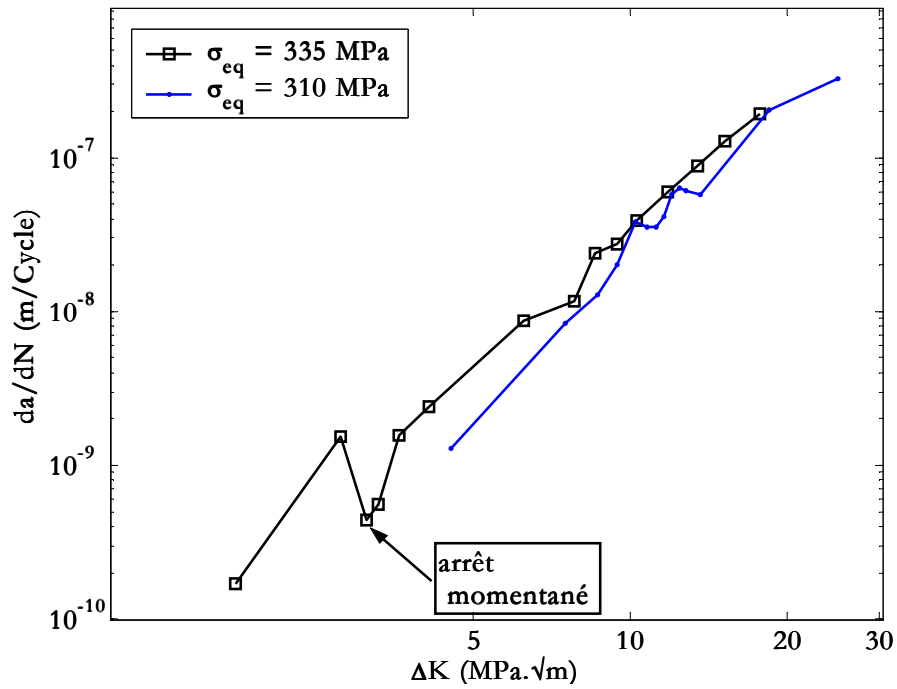
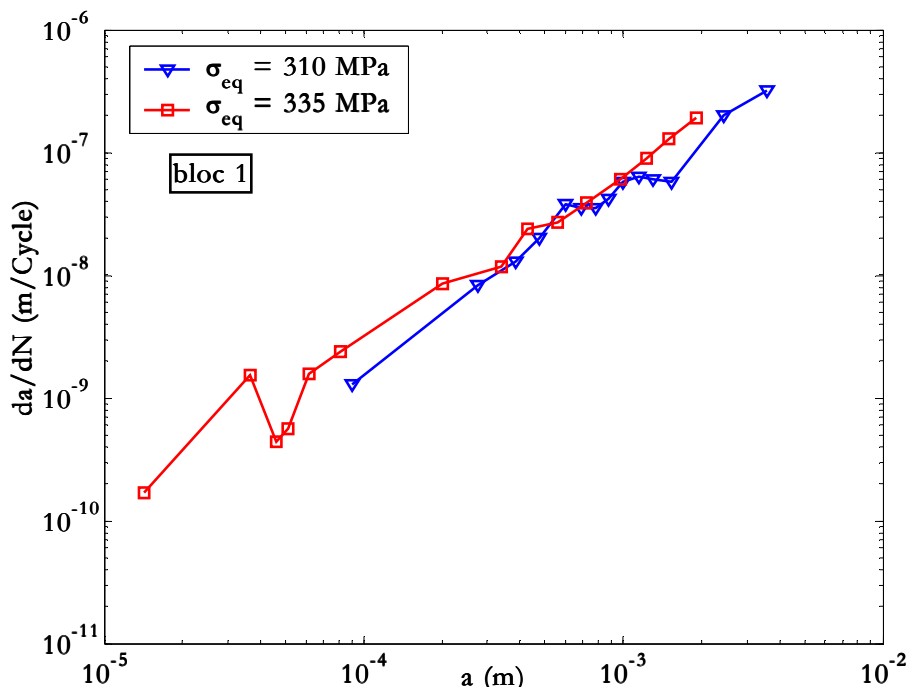
Figure IX-41 : da/dN en fonction de ΔK sous chargement variable (*bloc1*) [sp21 et sp20]

Figure IX-42 : Influence du chargement variable (bloc 1) sur l'avancée de fissure [sp20 et sp21]

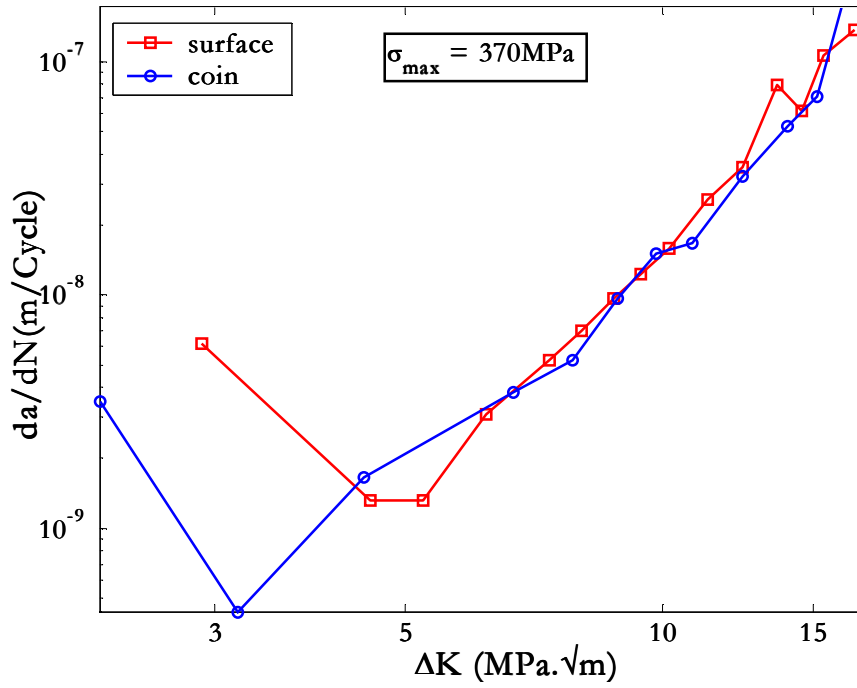


Figure IX-43 : Vitesse d'avancée de fissure sous chargement croissant par paliers [sp23]

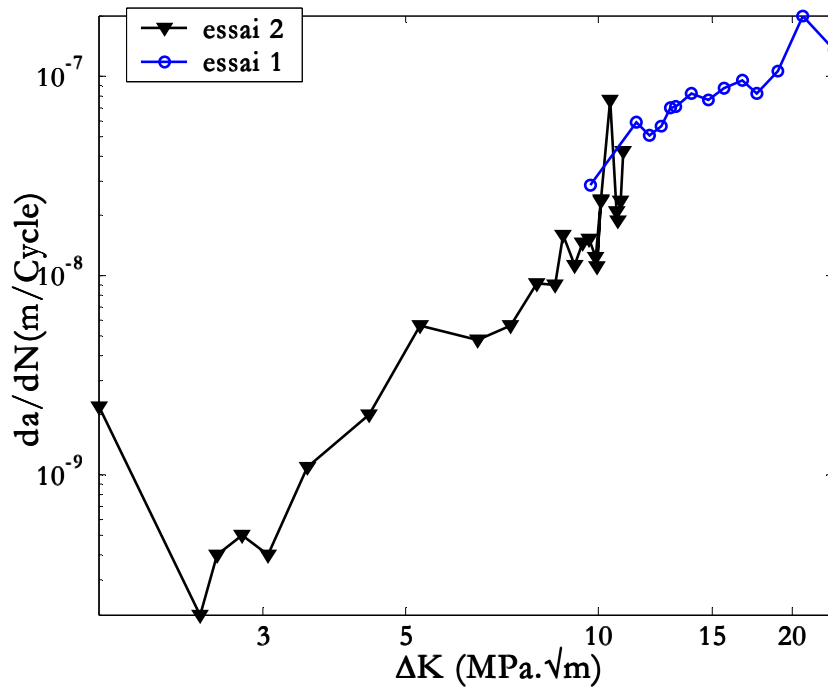


Figure IX-44 : Vitesse d'avancée de fissure sous chargement décroissant par paliers [sp25 et sp24]

IX-4 Comparaison des résultats obtenus à partir des différents chargements

L'effet réducteur de durée de vie lié à l'application des surcharges répétées, apparaît explicitement dans la Figure IX-45 qui décrit l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour deux essais sous la même contrainte équivalente. Cette figure met en évidence la différence de fissuration obtenue sous chargement d'amplitude constante à $R = -1$ et sous chargement par blocs pour la même contrainte équivalente. Ces résultats montrent que les surcharges répétées ont un effet accélérateur sur la durée de vie. En effet, ces courbes montrent qu'à partir d'une longueur de fissure en surface égale à $200 \mu\text{m}$, l'influence des surcharges est de plus en plus marquée. Par exemple, pour avoir une fissure de $1,5 \text{ mm}$, il aura fallu $26\ 000$ blocs ($260\ 000$ cycles) pour atteindre cette valeur alors qu'avec un chargement d'amplitude constante, à $R = -1$ et pour la même contrainte, $300\ 000$ cycles auront été nécessaires.

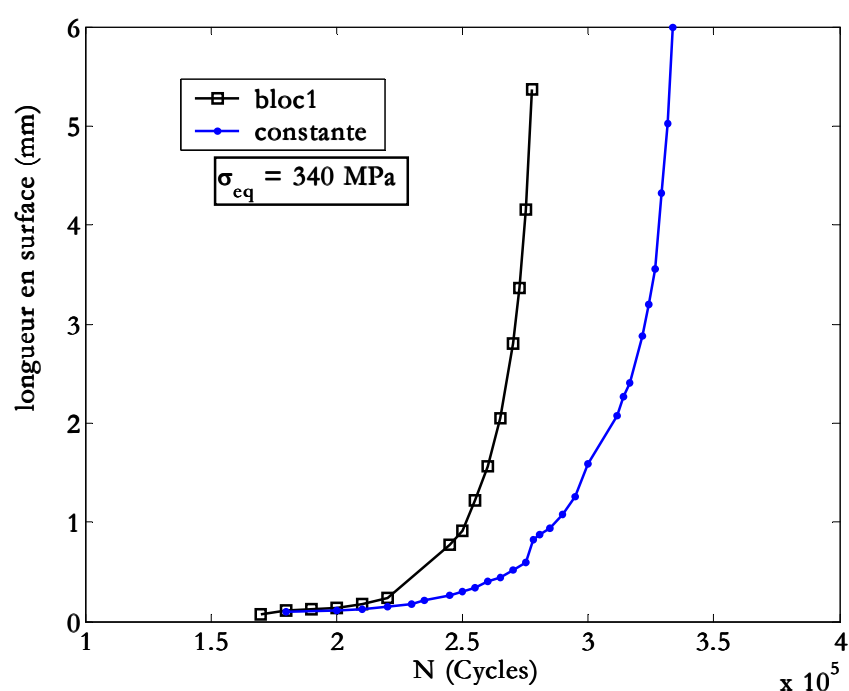


Figure IX-45 : Durées de vie sous chargements d'amplitude constante ($R = -1$) et variable (même contrainte équivalente) [sp21 et sp16]

Pour montrer l'influence des surcharges répétées sur l'évolution de la fissure, nous avons tracé sur le même graphe la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure pour la même contrainte équivalente sous chargement d'amplitude constante ($R = -1$) et sous chargement par surcharges répétées (Figure IX-46). Cette figure montre une vitesse de propagation plus importante sous blocs pour des longueurs de fissure supérieures à $90 \mu\text{m}$, par contre en dessous de cette valeur les vitesses sont identiques. Nous pouvons expliquer cette différence par l'influence de la zone plastique. En effet, lorsque la fissure est petite sa propagation est contrôlée par la zone plastique de l'entaille, et dès que la fissure sort de cette zone elle se propage en fonction de sa propre zone plastique créée en fonction de la charge appliquée. La présence d'une surcharge permet d'augmenter la taille de la zone plastique de la fissure par rapport à un chargement d'amplitude constante de même contrainte équivalente, ainsi on justifie une propagation plus rapide sous chargement par surcharge répétée.

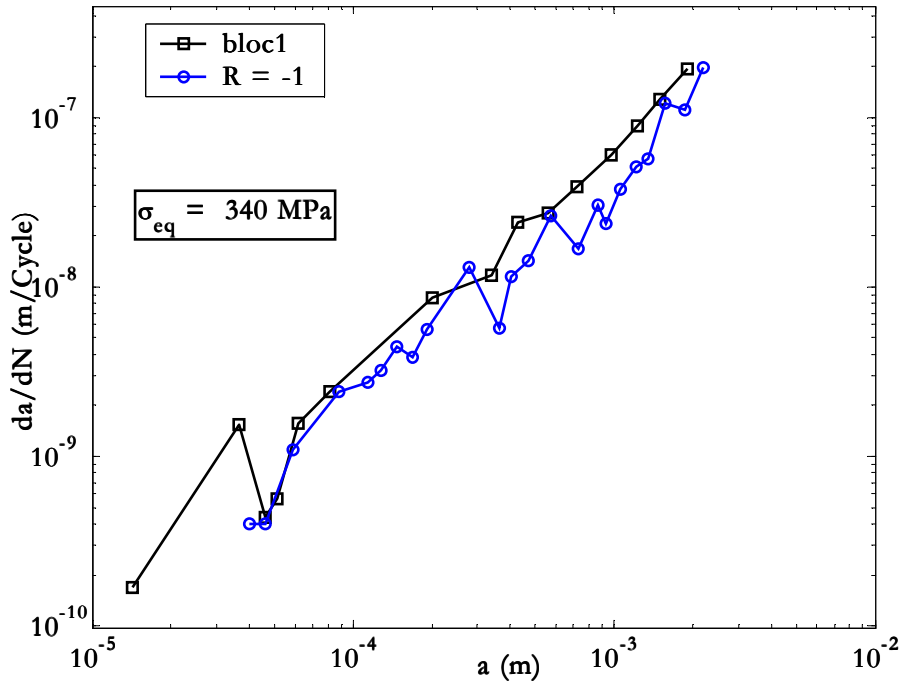


Figure IX-46 : Vitesse de propagation sous chargements d’amplitude constante ($R = -1$) et variable (*bloc1*) [sp21 et sp16]

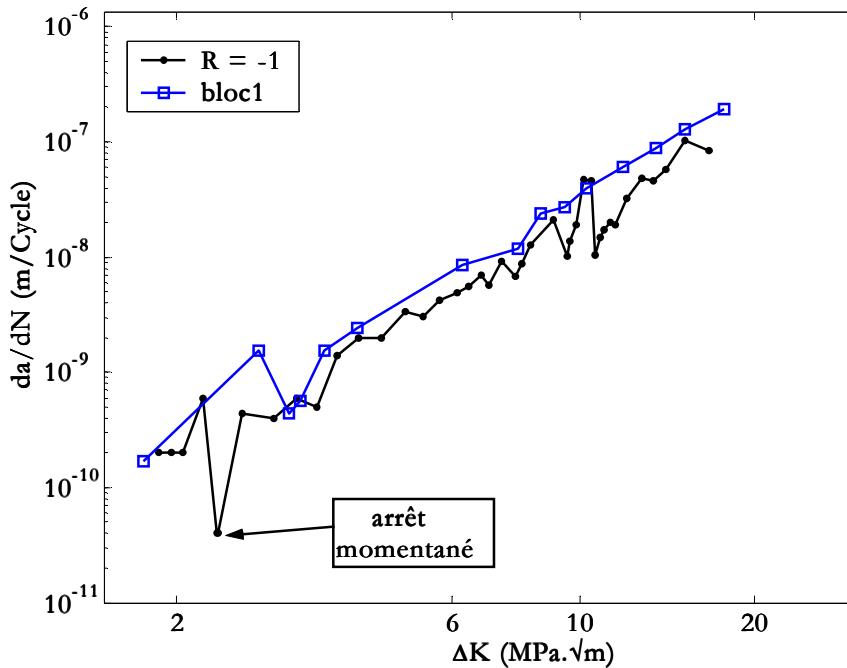


Figure IX-47 : Vitesse d’avancée de fissures courtes sous chargement d’amplitude constante ($R = -1$) et variable fonction de ΔK [sp16 et sp21]

Dans les Figure IX-47 et Figure IX-48, nous avons comparé les courbes de propagation des fissures courtes pour des essais avec surcharges répétées et d’autres sous chargement d’amplitude constante. Nous avons constaté que sous chargement avec surcharge, la courbe des vitesses de propagation est au-dessus de celle observée pour les rapports de charge $R = -1$ et $R = 0,3$. Cette différence est due aux effets de surcharges répétées qui créent de plus grandes

zones plastiques dans les extrémités de la fissure. Cette séquence se comporte donc comme si tous les cycles se comportaient comme des surcharges dans la propagation de la fissure. D'ailleurs, lorsque nous utilisons la valeur de la contrainte de surcharge au lieu de la contrainte équivalente, nous retrouvons les courbes issues du chargement d'amplitude constante.

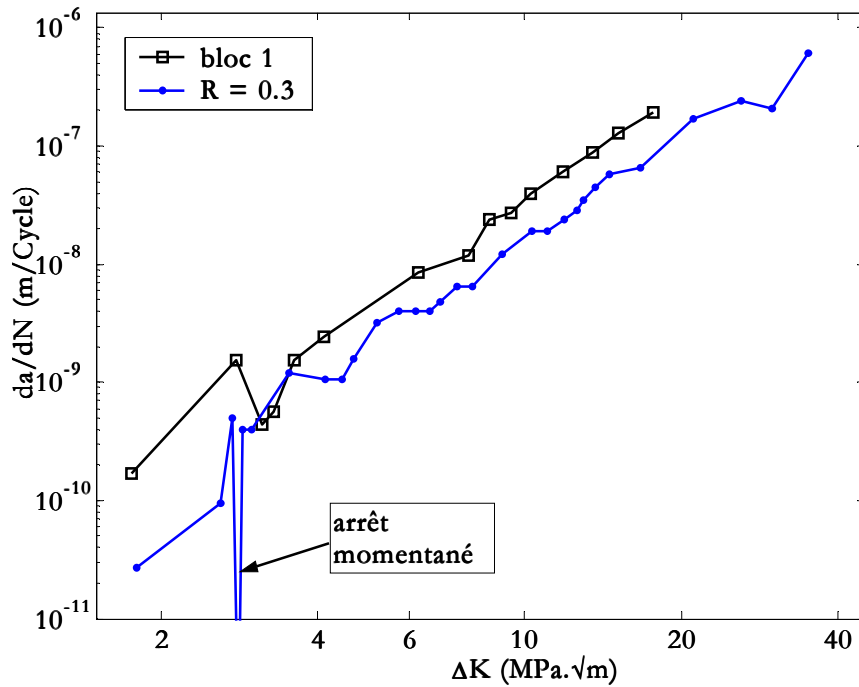


Figure IX-48 : Comparaison chargement par blocs (*bloc1*) et d'amplitude constante ($R = 0,3$) [sp21 et sp07]

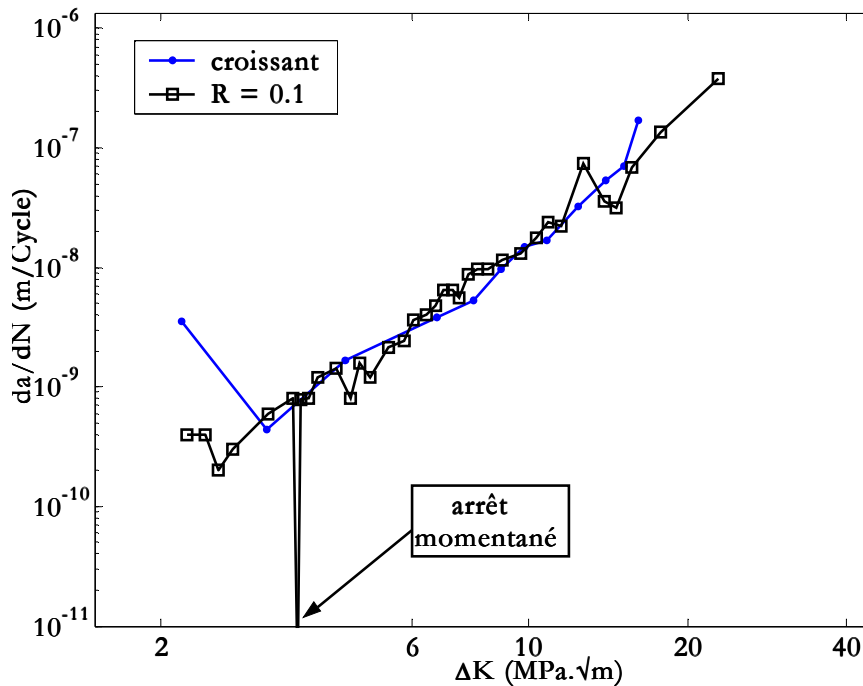


Figure IX-49 : Vitesse de propagation de fissures courtes sous chargement d'amplitude constante ($R = 0,1$) et croissant fonction de ΔK [sp23 et sp05]

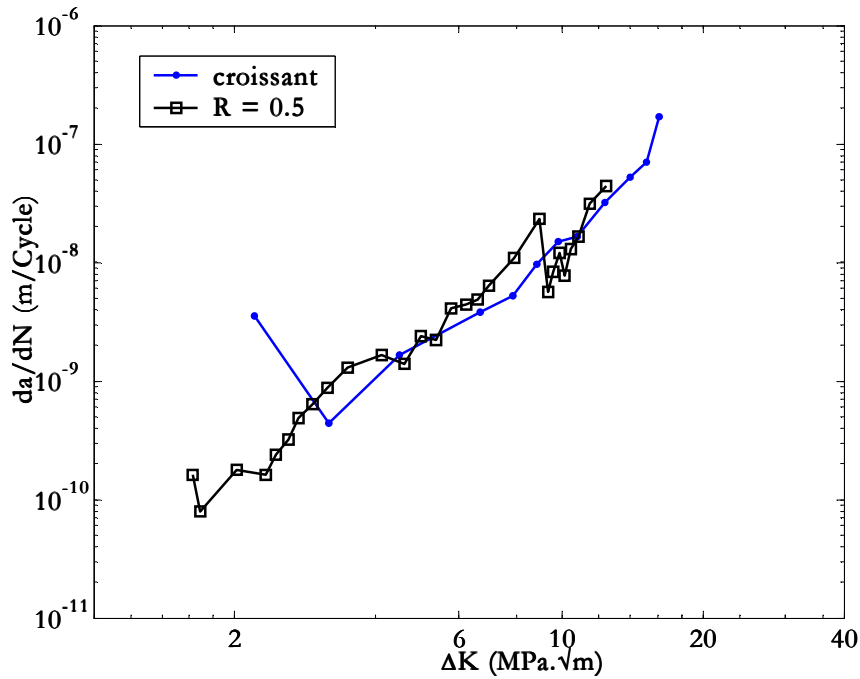


Figure IX-50 : Comparaison chargement d'amplitude croissante et constante ($R = 0,5$) [sp23 et sp11]

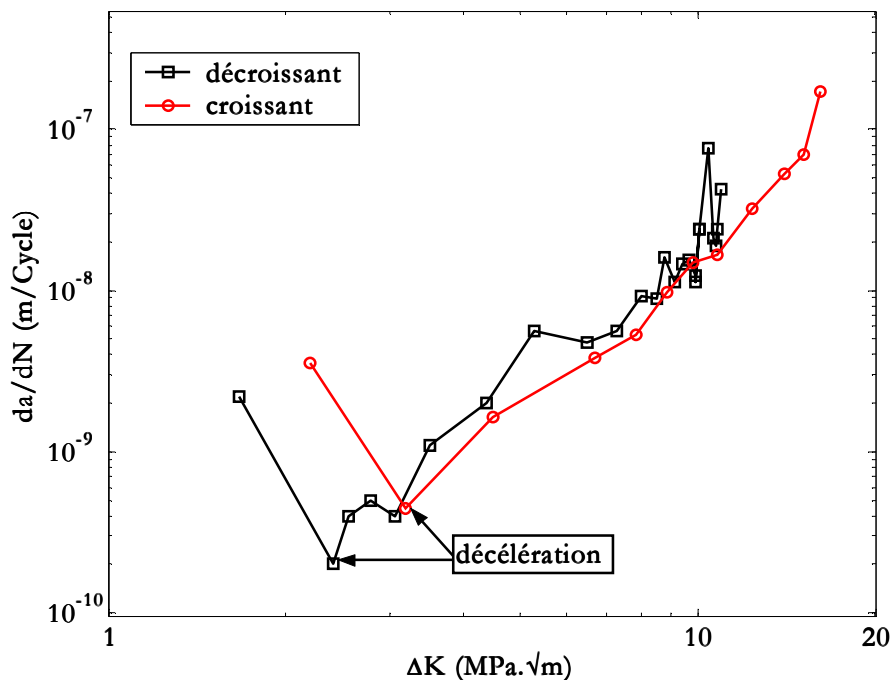


Figure IX-51 : Vitesse d'avancée de fissure pour chargements croissant et décroissant [sp25 et sp23]

Les résultats des essais avec le chargement variable *bloc2* montrent peu de différence avec ceux obtenus pour le *bloc1*. La Figure IX-52 représente la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure pour les blocs 1 et 2. Il s'agit d'une fissure de surface dans les deux cas. La vitesse de fissuration à longueur de fissure égale est légèrement supérieure pour le *bloc1* car la contrainte équivalente du *bloc1* est supérieure à celle du *bloc2*. En revanche, les courbes de propagation en termes de ΔK représentées sur la Figure IX-53 montrent une similitude de comportement.

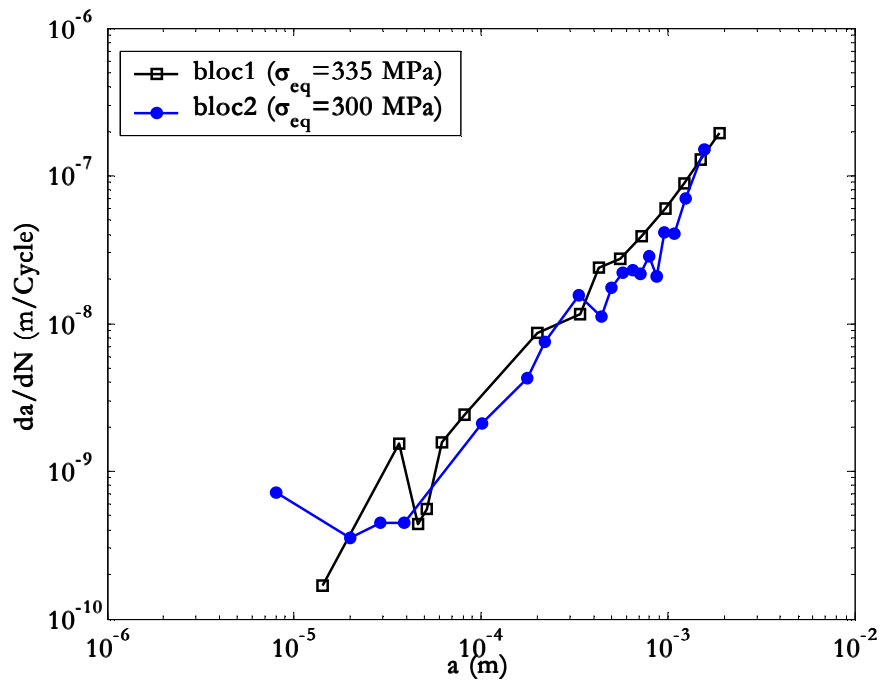


Figure IX-52 : Comparaison des chargements d'amplitude variable (*bloc1* et *bloc2*) [sp21 et sp22]

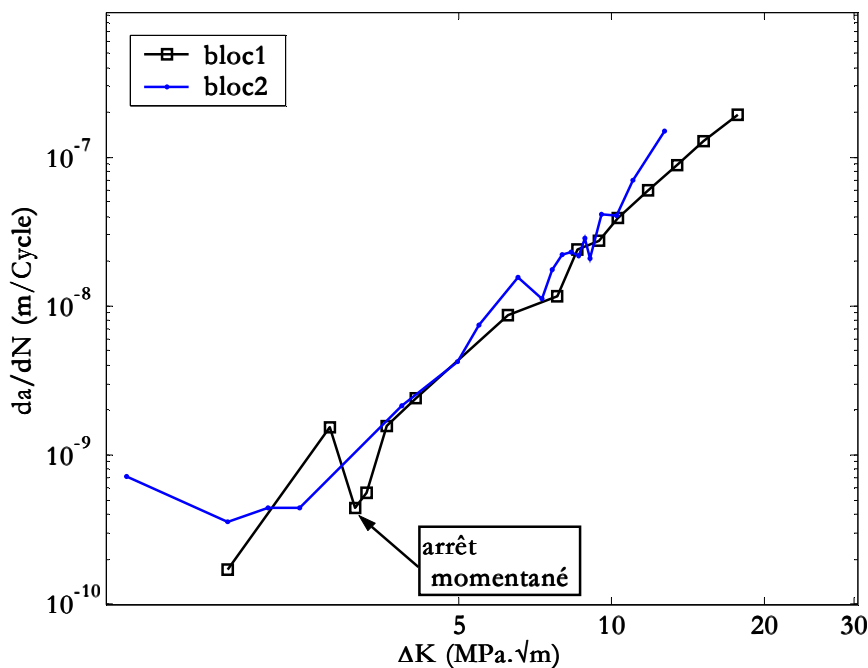


Figure IX-53 : Vitesse d'avancée de fissures courte sous deux chargements d'amplitude variable (*bloc1* et *bloc2*) fonction de ΔK [sp21 et sp22]

Dans la Figure IX-54, nous comparons les vitesses de propagation obtenues pour un essai sous chargement par paliers croissants à celles obtenues pour des surcharges répétées (*bloc1*). Ces deux courbes nous conduisent aux résultats trouvés sous chargements d'amplitude constante, car on note la présence d'une décélération et même d'un arrêt momentané de la fissure propageante pour ΔK de l'ordre de 3 MPa. \sqrt{m} . Les puits de vitesses sont détectés pour des longueurs de fissure variant entre 40 et 60 μm , ce qui indique une influence des joints de grains pour des faibles valeurs de ΔK . Les vitesses de fissuration sous chargement d'amplitude

croissante ou décroissante sont inférieures à celles mesurées pour le chargement sous surcharges répétées au même ΔK .

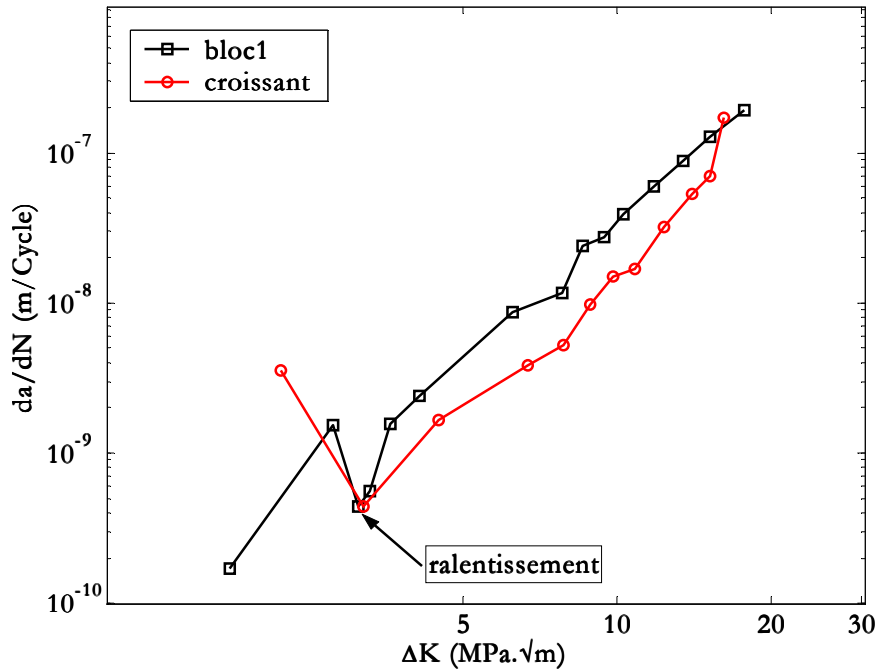


Figure IX-54 : Comparaison entre chargements par blocs et par paliers croissants [sp21 et sp23]

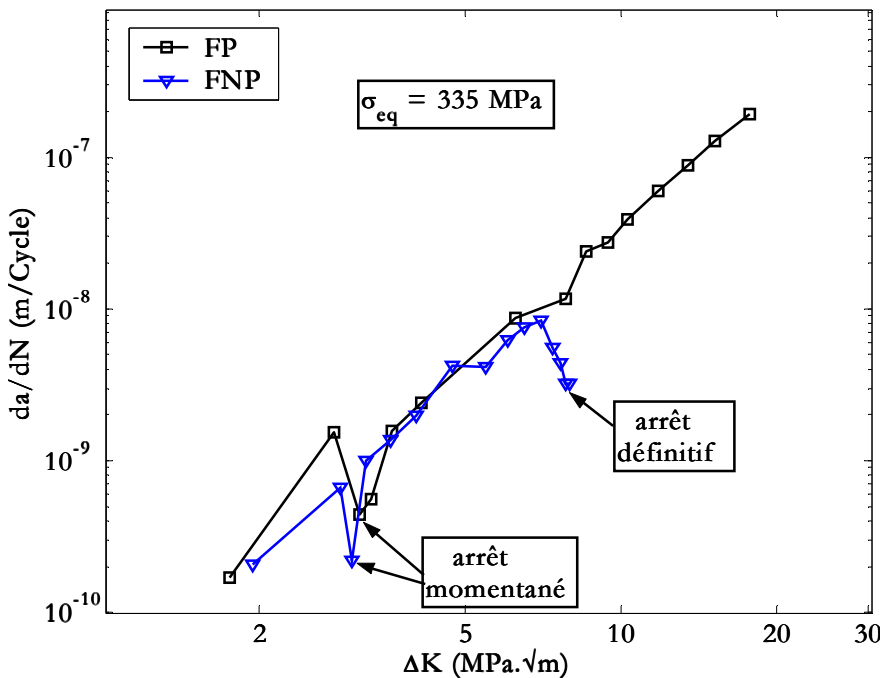


Figure IX-55 : Evolution de la fissure propageante et non propageante sous blocs de chargement (*bloc1*) [sp21]

Un autre résultat important, déjà observé lors des essais sous chargement d'amplitude constante, a été de nouveau observé : la fissure non propageante présente aussi un arrêt momentané avant de s'arrêter définitivement (Figure IX-55). Cette décélération est observée pour des longueurs de fissures comparables à la taille des grains.

En résumé, le processus d'apparition d'une fissure macroscopique dans une éprouvette se déroule comme suit :

- ❑ après un certain nombre de cycles, on observe une modification des caractéristiques mécaniques du matériau et l'apparition de microfissures en nombre croissant, indépendamment les unes des autres. Ces microfissures se propagent jusqu'à une dimension comparable à la taille d'un voire de quelques grains avec une vitesse accélérée et décélérée ;
- ❑ puis, il y a propagation d'une fissure ou coalescence de plusieurs fissures suivant le niveau de chargement :
 - sous un faible chargement :
 - une seule fissure domine la propagation jusqu'à rupture;
 - s'il y a présence d'une fissure de coin, c'est elle qui conduit à la rupture ;
 - sous un chargement élevé :
 - c'est la coalescence de plusieurs fissures qui crée la fissure principale, même lors de la présence d'une fissure de coin ;
- ❑ une fissure principale apparaît, sa vitesse de propagation croît sans ralentissement jusqu'à rupture.

Les fissures courtes superficielles se propagent rapidement et irrégulièrement, avec des variations importantes de leur vitesse. Ces variations sont souvent dues à l'interaction de la fissure avec les joints de grains ou aux déviations de la fissure dues aux changements de plans de propagation lors du franchissement des joints de grains. Les caractéristiques du comportement des fissures courtes résumées ci-dessus corroborent les observations faites par d'autres auteurs [Gra92, Ber96, Sri99, Boy99, Zha00].

CHAPITRE X:

COMPARAISON ENTRE FISSURES COURTES ET LONGUES

Les travaux que nous avons présentés auparavant ont été consacrés à l'étude de la propagation des fissures courtes amorcées naturellement en surface (fissures courtes) ainsi que des fissures amorcées à partir d'entailles aiguës dans l'acier *S355NL*. L'objectif de ce chapitre est de comparer les comportements en propagation des fissures courtes et longues en relation avec les effets de fermeture et les effets d'interaction avec la microstructure.

X-1 Chargement d'amplitude constante

Les courbes de propagation de la Figure X-1 représentent l'évolution de la vitesse de propagation des fissures courtes et longues (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte nominale (ΔK) pour un rapport de charge R égal à 0,1. Il est important de noter que la vitesse de propagation des fissures courtes est supérieure à celles des fissures longues pour le même facteur d'intensité de contrainte. La figure montre aussi que la propagation des fissures courtes, initialement rapide, s'effectue à des niveaux de ΔK inférieurs à la valeur seuil ΔK_{seuil} déterminée pour des fissures longues. Enfin, la chute de vitesse des fissures courtes est détectée pour une valeur inférieure au seuil de propagation des fissures longues. Les mêmes observations sont également valables pour le rapport de charge $R = 0,3$ (Figure X-2) et pour $R = 0,5$ (Figure X-3).

Pour les différents rapports de charge, nous constatons que les vitesses de propagation sont supérieures pour les fissures courtes, et que la différence de comportement entre les fissures courtes et longues s'amenuise lorsque la valeur de ΔK croît. Ce comportement spécifique est en contradiction avec le concept de similitude généralement accepté en Mécanique de la Rupture.

Les points relatifs aux fissures courtes sont dispersés dans une bande, particulièrement dans le domaine des faibles valeurs de ΔK , qui correspond à l'amorçage et au stade de propagation précoce des fissures courtes. L'analyse des résultats précédents permet d'admettre que cette dispersion est due en grande partie aux effets microstructuraux.

La différence de comportement des fissures courtes et longues diminue chaque fois que l'on augmente le rapport de charge ce qui nous laisse penser que cette différence est aussi liée au phénomène de fermeture.

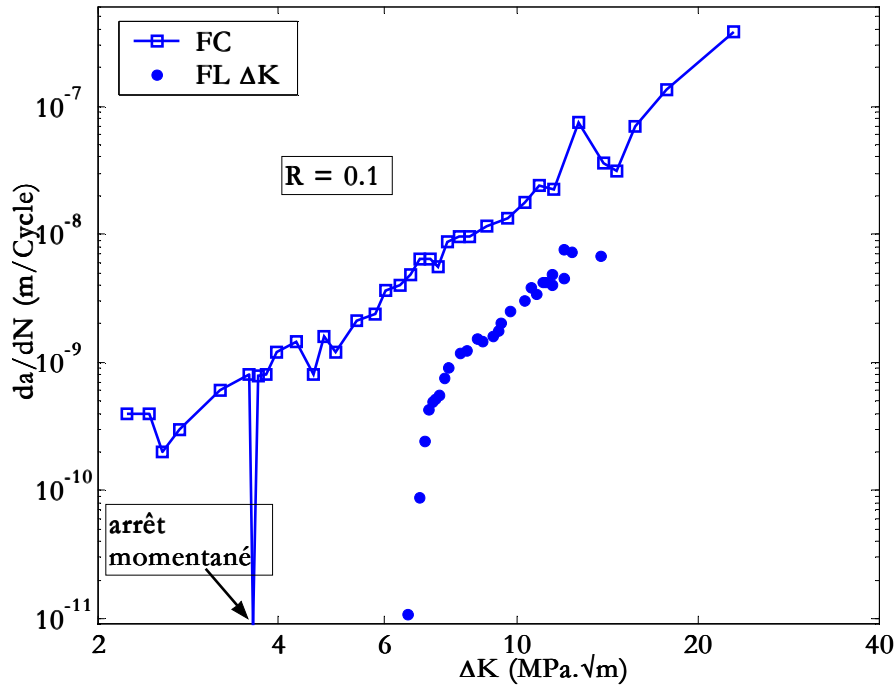


Figure X-1 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,1$ exprimée en termes de ΔK [sp05 et spl03]

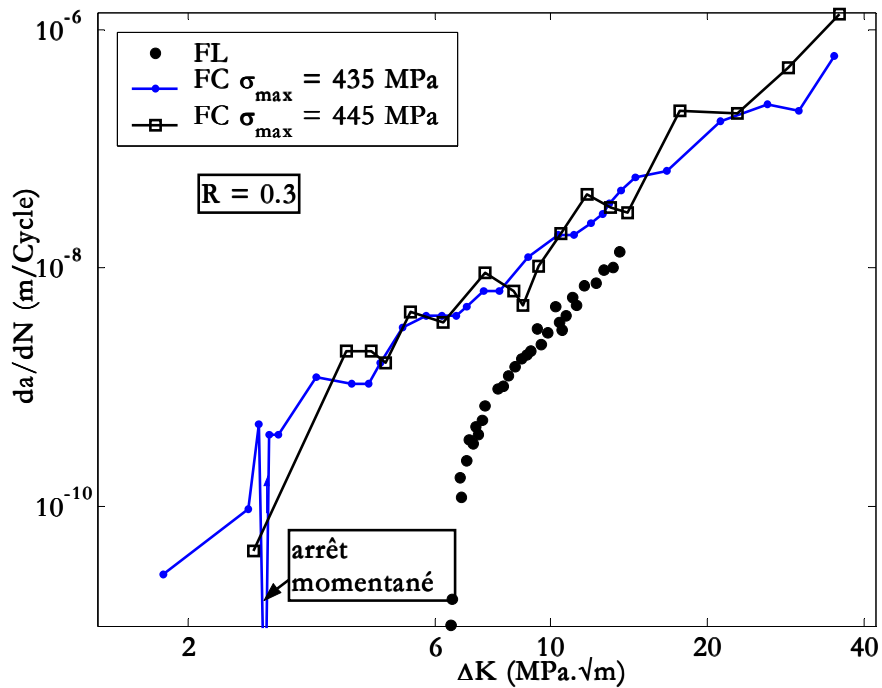


Figure X-2 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,3$ exprimée en termes de ΔK [sp07, sp06 et spl05]

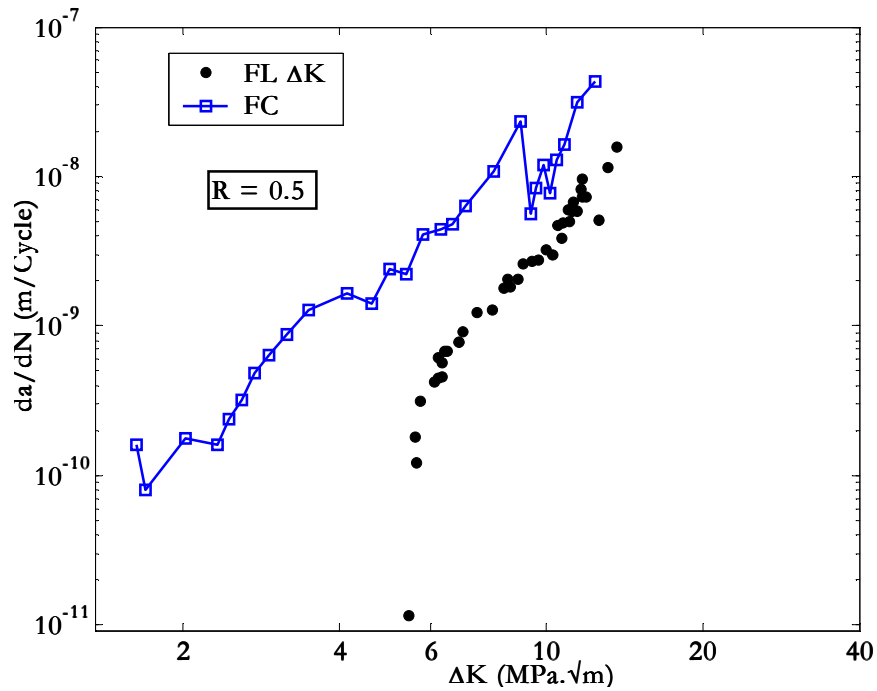


Figure X-3 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,5$ exprimée en termes de ΔK [sp11 et spl06]

X-2 Prise en compte de l'effet de fermeture

Dans cette étude, afin de corréliser la propagation des fissures courtes et longues, un critère de fermeture de fissure a été appliqué à travers l'utilisation de ΔK_{eff} pour les données de fissures longues. Les courbes de fissuration comparant les fissures courtes et longues ont été retracées en utilisant les valeurs de ΔK_{eff} calculées par la relation $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$, où K_{ouv} est le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture de fissure.

Les Figure X-4 à Figure X-7 représentent une comparaison des comportements entre fissures courtes et fissures longues ; pour les fissures longues, les symboles en triangle sont relatifs aux données corrélées avec ΔK_{eff} , alors que les points représentent le comportement des fissures longues sans prendre en compte l'effet de fermeture (utilisation de ΔK). Ces courbes montrent que la corrélation utilisant ΔK_{eff} pour les données concernant les fissures longues se traduit par une similitude des comportements de propagation des fissures longues et courtes lorsque le ΔK est supérieur au $\Delta K_{eff,seuil}$: l'utilisation de ΔK_{eff} translate la courbe de propagation des fissures longues vers la gauche et rapproche la zone de propagation des fissures courtes de la courbe de propagation des fissures longues, ce qui signifie que la vitesse de propagation anormalement plus élevée des fissures courtes diminue. Par conséquent, on peut conclure que l'application du critère de fermeture de fissure par l'utilisation de ΔK_{eff} pour les données des fissures longues réduit l'écart entre les fissures courtes et longues. Cependant, il n'a pas de similitude dans la région située sous le seuil de propagation des fissures longues, puisque les fissures courtes s'amorcent et se propagent alors avec une vitesse accélérée ou décélérée, bien en dessous des valeurs de $\Delta K_{eff,seuil}$ des fissures longues.

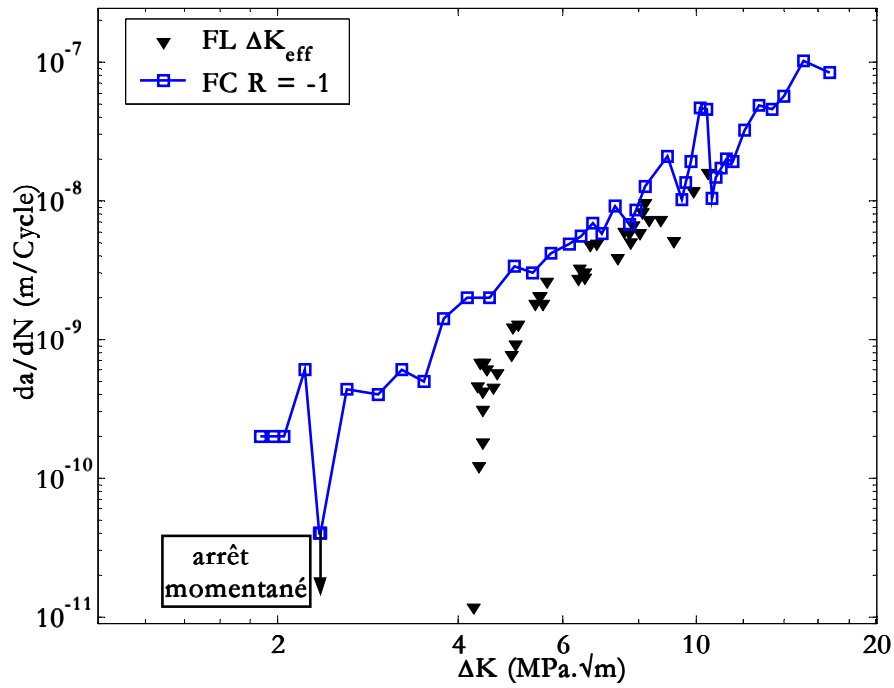


Figure X-4 : Propagation de fissures courtes en termes de ΔK et longues en termes de ΔK_{eff} [sp17 et spl06]

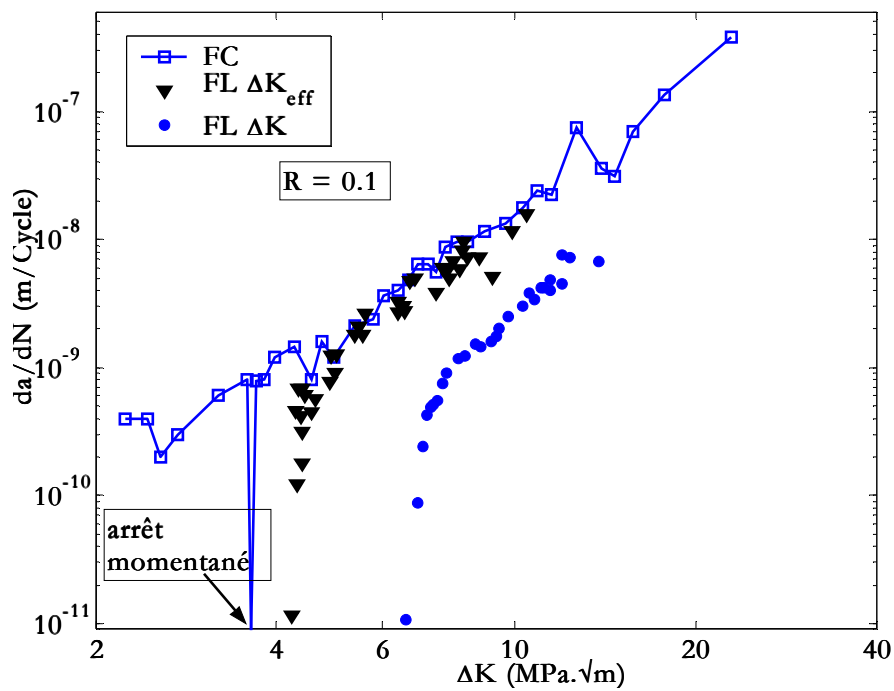


Figure X-5 : Comparaison de vitesses de propagation des fissures courtes et longues (prise en compte de la fermeture de fissure – $R = 0,1$) [sp05, spl03 et spl06]

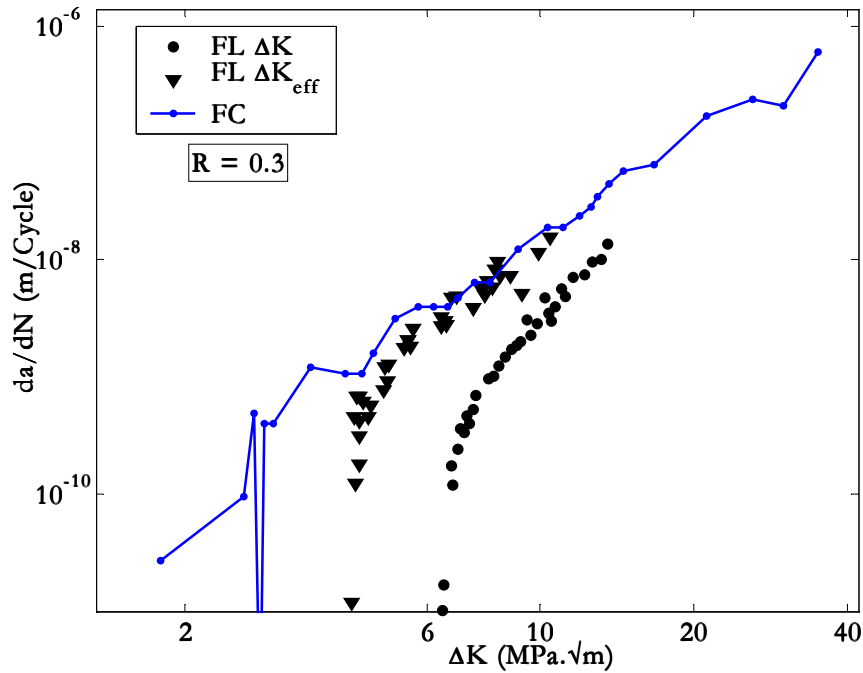


Figure X-6 : Comparaison de vitesses de propagation des fissures courtes et longues (prise en compte de la fermeture de fissure – $R = 0,3$) [sp07, spl05 et spl06]

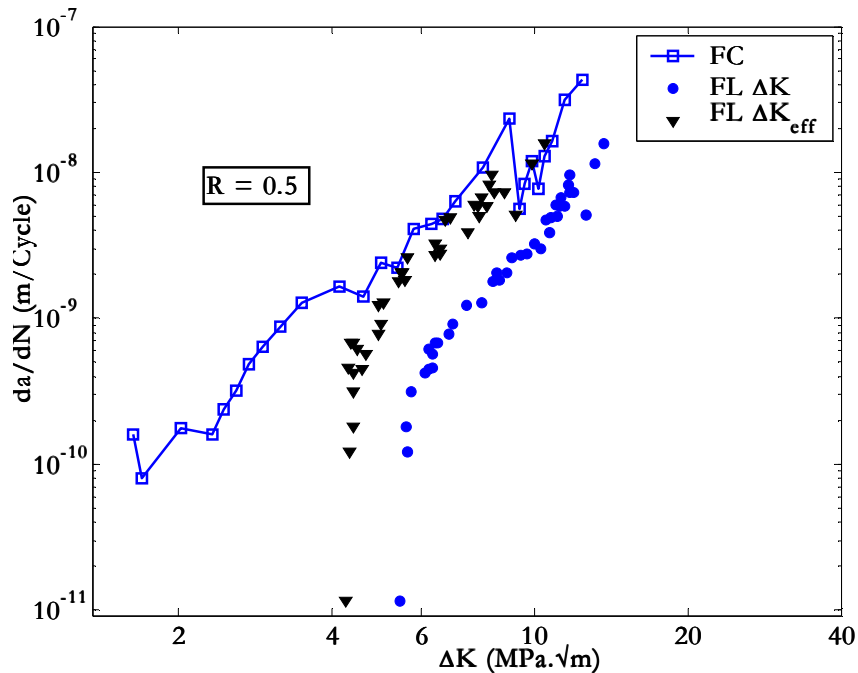


Figure X-7 : Evolution de la vitesse de propagation des fissures courtes et longues (prise en compte de l'effet de fermeture – $R = 0,5$) [sp11, et spl06]

Les fissures courtes se propagent à des vitesses initialement décroissantes avant d'accélérer et de rejoindre la tendance des fissures longues. Ces résultats ne nous permettent pas de conclure que les différences entre fissures courtes et longues sont seulement liées au phénomène de fermeture, mais d'autres effets doivent être considérés pour expliquer ces différences lorsque l'amplitude de l'intensité des contraintes est inférieure au $\Delta K_{eff,seuil}$. D'après les Figure X-4 à Figure X-7, on remarque que pour une profondeur de fissure de l'ordre de 50 à 120 μm , tous les points expérimentaux de la vitesse de fissuration des petites fissures, sont légèrement en dessous

de la valeur seuil de propagation du matériau (déterminé à partir d'essais fissures longues), de plus la vitesse de propagation des petites fissures diminue jusqu'à un minimum, avant de croître progressivement avec l'augmentation de la longueur de fissure pour rejoindre la courbe de propagation des grandes fissures. La réunion des deux courbes se fait pour des valeurs de ΔK de l'ordre de 5 à 8 $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$, soit une longueur de l'ordre de 300 à 500 μm lorsque le rapport de charge passe de $R = 0,5$ à $R = -1$.

X-3 Chargement variable

Dans ce paragraphe, nous allons comparer les résultats issus des essais de propagation de fissures courtes sous chargement d'amplitude variable (surcharge répétée, chargement croissant ou décroissant) avec celui des fissures longues sans effets de fermeture (ΔK_{eff}). Nous avons représenté dans les Figure X-8 à Figure X-10, les vitesses de propagation des fissures courtes sous chargement variable en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Pour analyser les résultats de propagation des fissures courtes et longues de fatigue, nous avons reporté dans cette figure les résultats concernant les fissures longues en utilisant ΔK_{eff} comme paramètre.

Comme dans le cas de chargements d'amplitude constante, les fissures courtes se propagent pour des amplitudes du facteur d'intensité de contrainte inférieures au seuil des fissures longues. Les vitesses de propagation des fissures courtes sous chargement variable rejoignent celles des fissures longues à l'exception du chargement *bloc1* pour lequel la vitesse de propagation des fissures courtes reste supérieure dans un rapport de 2 à 3 à la vitesse de propagation des fissures longues jusqu'à rupture (Figure X-8). Les accélérations observées, après application de surcharges répétées, ont été attribuées à une modification du champ de contraintes résiduelles en pointe de fissure. L'effet de fermeture est souvent évoqué comme responsable des différences entre fissure courte et longue, ce paramètre paraît là encore insuffisant pour expliquer une telle différence.

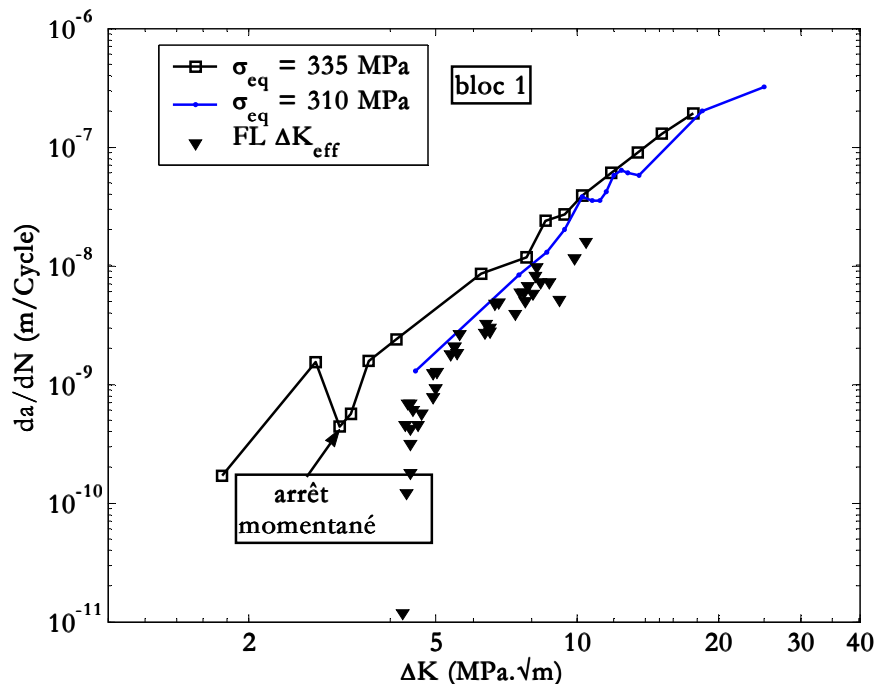


Figure X-8 : Influence des surcharges répétées sur la vitesse de propagation [sp21, spl20 et spl06]

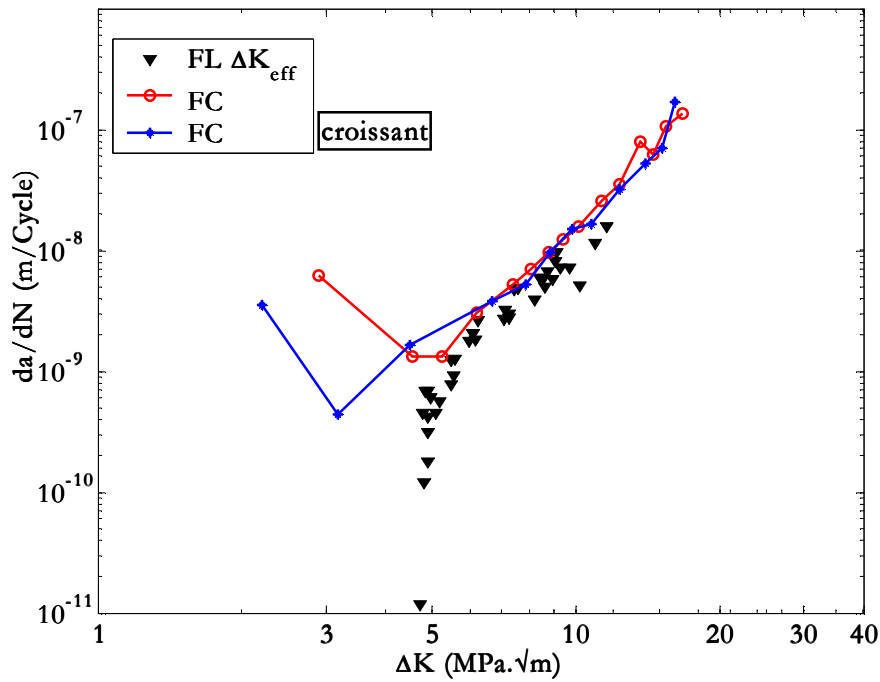


Figure X-9 : Comparaison de l'évolution de fissures courtes sous chargement variable et courbe de référence [sp23 et spl06]

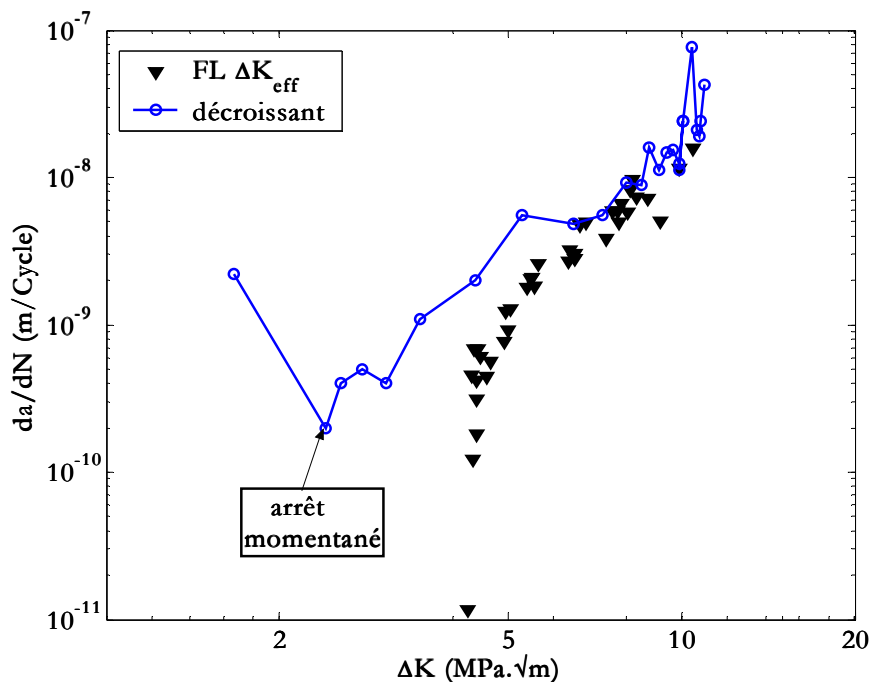


Figure X-10 : Comparaison des vitesses de propagation des fissures courtes (chargement décroissant) et longue fonction de ΔK_{eff} [sp25 et spl06]

X-4 Approche énergétique

Nous avons montré dans cette étude que sous un chargement d'amplitude constante ou variable, les fissures courtes de fatigue dans l'acier *S355NL* se propagent pour des amplitudes du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) situées en dessous des valeurs seuil des fissures longues ΔK_{seuil} et même $\Delta K_{eff,seuil}$.

La prise en considération de l'effet de fermeture de fissure réduit, pour des valeurs de ΔK supérieures à $\Delta K_{eff,seuil}$, dans une large proportion les écarts de vitesses entre fissures courtes et longues, mais pas totalement comme le montrent les courbes de propagation représentées dans les Figure X-4 à Figure X-10. L'effet de fermeture à lui seul ne peut donc expliquer pour les fissures courtes des valeurs seuils inférieures à $\Delta K_{eff,seuil}$.

Afin d'expliquer ces différences, nous nous pencherons plutôt sur un critère énergétique. Nous allons donc nous intéresser au calcul de l'énergie nécessaire à la propagation d'une fissure et à la condition seuil intrinsèque dans un matériau liée à l'énergie spécifique de création de surface.

Dans la théorie initiale de Griffith, l'énergie ΔU correspondant au taux de restitution d'énergie élastique emmagasinée lorsqu'on opère à déplacement imposé, est rapportée à la surface fissurée. L'énergie spécifique G de Griffith est ainsi définie à partir de l'énergie ΔU dépensée pour un accroissement élémentaire ΔA de la surface fissurée, par la relation :

$$G = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta A} = \frac{\partial U}{\partial A}$$

ΔA est égale au produit de l'accroissement de la longueur de fissure Δa par l'épaisseur de l'échantillon ; l'énergie spécifique est parfois rapportée directement à l'accroissement de longueur de fissure lorsqu'on considère une épaisseur unitaire de l'échantillon. Dans un matériau ayant un comportement purement fragile, la condition seuil intrinsèque de propagation est définie par l'égalité entre l'énergie de Griffith et l'énergie spécifique de création de surface libre γ_s , soit :

$$G = \frac{\partial U}{\partial A} = 2\gamma_s$$

L'existence du coefficient 2 provient du fait que deux surfaces sont en fait créées lors de la rupture. Dans les matériaux fragiles, où la plasticité est inexistante, une fissure pourra donc se propager dès lors que :

$$G \geq 2\gamma_s$$

L'énergie G de Griffith s'exprime, dans un état de déformations planes, en fonction du facteur d'intensité de contraintes K sous la forme suivante :

$$G = \frac{1-\nu^2}{E} K^2$$

Nous pouvons alors définir une valeur seuil intrinsèque $K_{int,seuil}$ pour les matériaux fragiles par :

$$K_{seuil.int} = \sqrt{\frac{2\gamma_s}{1-\nu^2}} E$$

Pour les aciers, la valeur de l'énergie spécifique γ_s donnée dans la littérature [Mur84] est proche de $2 \text{ J}/\text{m}^2$, ce qui conduit, compte tenu des valeurs du module d'Young et du coefficient de Poisson de l'acier *S355NL*, à un seuil intrinsèque $K_{int,seuil}$ d'environ :

$$K_{seuil,int} \approx 1 \text{ MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$$

Pour les matériaux ductiles, l'énergie dépensée pour propager une fissure est bien entendu plus importante que celle mise en œuvre lors de la création d'une surface libre dans un matériau fragile. S'appuyant sur la démarche de Griffith, Irwin proposa d'inclure dans le bilan énergétique de propagation, outre l'énergie spécifique γ_s , les énergies dépensées dans les processus dissipatifs qui précèdent la propagation, telle que la plastification de l'extrémité d'une fissure. Dans ces conditions, la propagation de la fissure se produira lorsque l'énergie spécifique de propagation G atteindra la valeur :

$$G = 2(\gamma_s + \gamma_p)$$

γ_s : énergie spécifique de création de surface, égale à $2 \text{ J}/\text{m}^2$ pour un acier ;

γ_p : énergie spécifique de plastification de l'extrémité de la fissure dissipée avant propagation.

En utilisant ce principe et à partir des résultats expérimentaux de ce chapitre, nous pouvons alors évaluer l'énergie spécifique minimale de plastification γ_p nécessaire à la propagation d'une fissure dans l'acier *S355NL* (Tableau X-1) :

$$\gamma_p = \frac{1-\nu^2}{2E} \left(\frac{\Delta K_0}{1-R} \right)^2 - \gamma_s$$

Un calcul similaire peut également être mené dans le but de déterminer γ_{puits} pour les valeurs obtenues lors de l'arrêt ou d'un ralentissement prononcé de la fissure courte :

$$\gamma_{puits} = \frac{1-\nu^2}{2E} \left(\frac{\Delta K_{puits}}{1-R} \right)^2 - \gamma_s$$

Les valeurs de l'intensité des contraintes ΔK_0 à l'amorçage d'une microfissure sont supérieures au $K_{seuil,int}$. Les énergies spécifiques de plastification correspondantes γ_p , si on excepte le rapport $R = -1$, sont comprises entre environ $5\gamma_s$ pour le rapport de charge $R = 0,3$ et $10\gamma_s$ pour les autres rapports de charge. Sans entrer dans le détail des mécanismes d'amorçage dans l'acier *S355NL* qui sont multiples, comme nous le verrons dans la suite de cette étude, nous pouvons raisonnablement considérer que les valeurs $2(\gamma_p + \gamma_s)$ déterminent des conditions seuil en terme d'énergie pour les fissures courtes.

S'agissant des valeurs de $(\gamma_{puits} - \gamma_p)$ déterminées lors du ralentissement voire de l'arrêt momentané de la propagation de la microfissure, elles peuvent être reliées à l'interaction avec les barrières cristallographiques et notamment les joints de grains ; elles sont comprises, si on excepte encore une fois le rapport de charge $R = -1$, entre environ $4,5\gamma_s$ et $13\gamma_s$. Ces différences peuvent être attribuées aux désorientations plus ou moins marquées entre grains adjacents.

R	a_o (μm)	ΔK_o (MPa. $\sqrt{\text{m}}$)	K_o^{max} (MPa. $\sqrt{\text{m}}$)	γ_p (J/m ²)	a_{puits} (μm)	ΔK_{puits} (MPa. $\sqrt{\text{m}}$)	γ_{puits} (J/m ²)	$\gamma_{\text{puits}} - \gamma_p$ (J/m ²)
0,1	27	2,90	3,22	20,5	38	3,45	29,8	9,3
0,1	37	2,95	3,28	21,3	78	4,30	47,5	26,2
0,3	22	2,25	2,50	11,5	56	3,55	31,7	20,2
0,3	18	1,70	2,43	10,8	42	2,60	27,9	17,1
0,5	36	1,65	3,30	21,6	--	--	--	--
-1,0	19	1,85	1,85	5,4	30	2,30	9,5	4,1

Tableau X-1: Energies de surface

On peut étendre l'approche de Griffith en incluant dans le bilan énergétique l'énergie spécifique de franchissement d'un joint de grain $\gamma_G = \gamma_{\text{puits}} - \gamma_p$. Dans ces conditions et après amorçage, la microfissure franchira un joint de grain dès lors que son énergie spécifique G atteindra la valeur :

$$G = 2(\gamma_s + \gamma_p + \gamma_G)$$

où γ_p dépend du mécanisme d'amorçage et γ_G de la désorientation entre grains adjacents.

Pour le rapport de charge $R = -1$ où on ne considère que la partie positive du cycle de fatigue, les valeurs des énergies sont plus faibles (de l'ordre de $2,7\gamma_s$ pour γ_p et de $2\gamma_s$ pour γ_G) : dans un calcul de structure, ces valeurs peuvent définir un seuil intrinsèque pour les rapports de charge négatifs. Néanmoins, il est difficile de ne pas admettre que la partie négative du cycle participe aussi à l'endommagement par fatigue notamment lorsqu'il s'agit de l'amorçage et du premier stade de propagation d'une fissure. Une prise en compte de cet endommagement conduirait probablement à des valeurs des énergies spécifiques γ_p et γ_G plus élevées ce qui réduira d'autant les différences observées avec les rapports de charge positifs.

CHAPITRE XI:

AMORCAGE DE FISSURATION

Dans ce chapitre nous allons présenter les observations réalisées au microscope optique (MO) de type Olympus Vanox-T et au microscope électronique à balayage (MEB) de type Hitachi S-2300. L'ensemble des observations a été réalisé principalement en surface de l'échantillon (dans le congé) et sur le faciès de rupture. Nous avons observé les faciès de rupture à des grossissements G compris entre 100 et 9000. Les éprouvettes ont été examinées systématiquement afin de déterminer les causes responsables de la rupture. Ces observations ont pu être menées sur toutes les éprouvettes de traction ($R > 0$) et quelques éprouvettes de traction-compression ($R = -1$). En effet, le matage des surfaces fissurées des éprouvettes de traction-compression a considérablement gêné les examens des faciès de rupture.

XI-1 Amorçage de fissures par fatigue

Tout mode de fabrication introduit dans les pièces et structures mécaniques des imperfections (défauts de fabrication, inclusions...) qui peuvent modifier considérablement leurs performances en service et notamment leur résistance à la fatigue. La présence de ces imperfections va également modifier la répartition des contraintes notamment dans les couches superficielles où s'amorcent le plus souvent les fissures de fatigue. Le processus de ruine par fatigue comporte deux étapes : une phase d'amorçage, dont la définition exacte soulève quelques problèmes, et une phase de propagation, dont la cinétique peut présenter des caractéristiques spécifiques : accélération ou décélération pouvant aller jusqu'à l'arrêt de la fissure.

L'examen des répliques nous a permis d'obtenir à différents instants la longueur en surface de la fissure principale qui mènera l'éprouvette à la rupture. Les sites d'amorçage ont alors pu être identifiés. Par ailleurs, les examens micrographiques réalisés au MEB permettent de mesurer les dimensions du défaut responsable. Dans tous les cas de figures, nous avons pu observer un amorçage dans le congé de l'éprouvette. Cependant, le site précis de l'amorçage ne fut que très rarement le même. La présence d'inclusions demeure, dans le cas de la fatigue, un site privilégié pour l'amorçage de fissures. Toutefois, il est important de noter que l'acier *S355NL* ne comporte pas une proportion très importante d'inclusions. De ce fait, l'amorçage ne s'est pas produit systématiquement à partir de celles-ci.

Nous pouvons également noter que, dans certains cas, l'inclusion ne se trouvait pas directement en surface mais légèrement sous la surface libre : même dans cette configuration, l'analyse des surfaces de rupture a révélé que cette inclusion représentait tout de même un site privilégié pour l'amorçage et a permis de comprendre qualitativement comment des fissures peuvent se former préférentiellement sur certaines inclusions, à la surface (Figure XI-1) ou juste en dessous de la surface (Figure XI-2 et Figure XI-3). La Figure XI-1 confirme d'ailleurs bien les résultats observés par plusieurs auteurs : les fissures de fatigue s'amorcent généralement en surface. La même constatation a pu être établie (Figure XI-2 et Figure XI-3) où l'inclusion sous-jacente à la surface est attirée par un effet de « *surface libre* ». En effet, la configuration critique d'une inclusion, située juste en dessous de la surface, fait que le faible volume situé au-dessus de celle-

ci est sollicité de façon très sévère. L'apparition d'une fissure y est alors favorisée. La vitesse de propagation initiale est élevée dans ces conditions, et elle a tendance à ralentir à mesure que le front de fissure se stabilise. Cette décélération d'origine mécanique, peut être suivie d'un arrêt de la fissure selon la répartition de contrainte autour de l'inclusion.

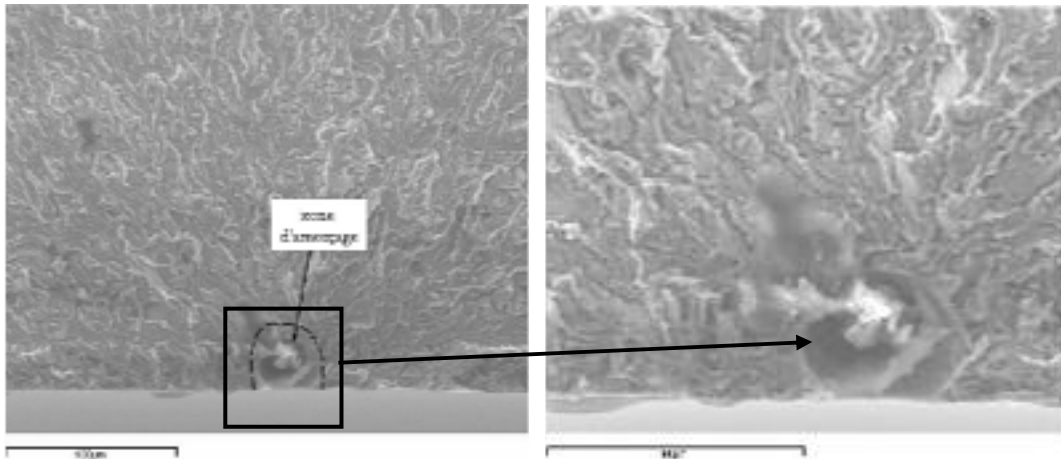


Figure XI-1 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion en surface

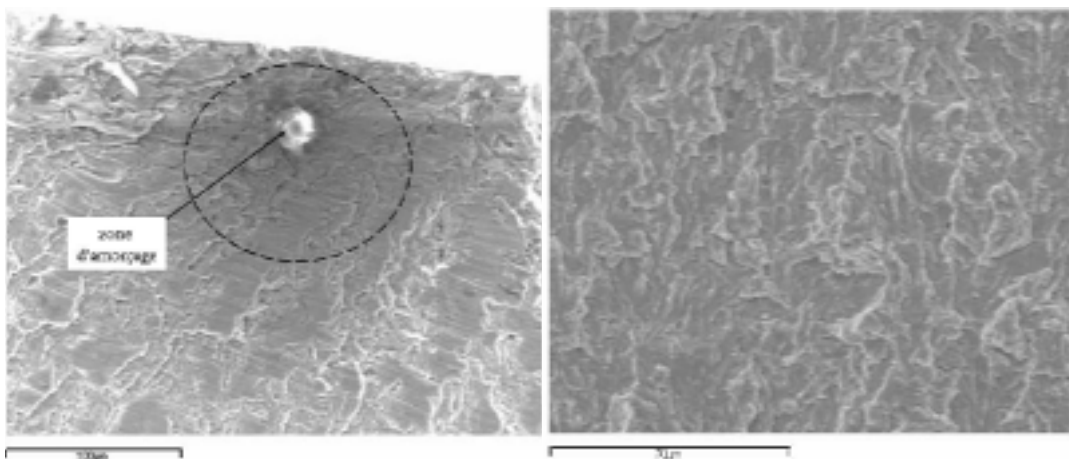


Figure XI-2 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion en dessous de la surface à $R > 0$ et faciès de clivage lors de la propagation ultérieure

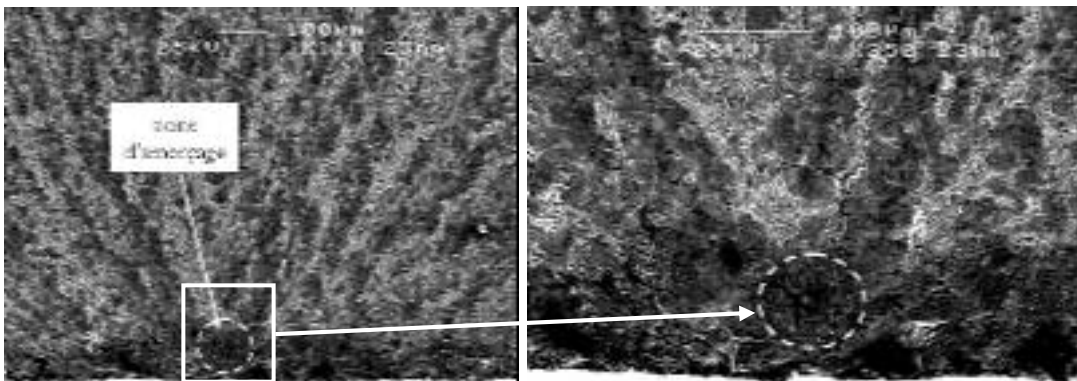


Figure XI-3 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion sous-surfacique à $R = -1$

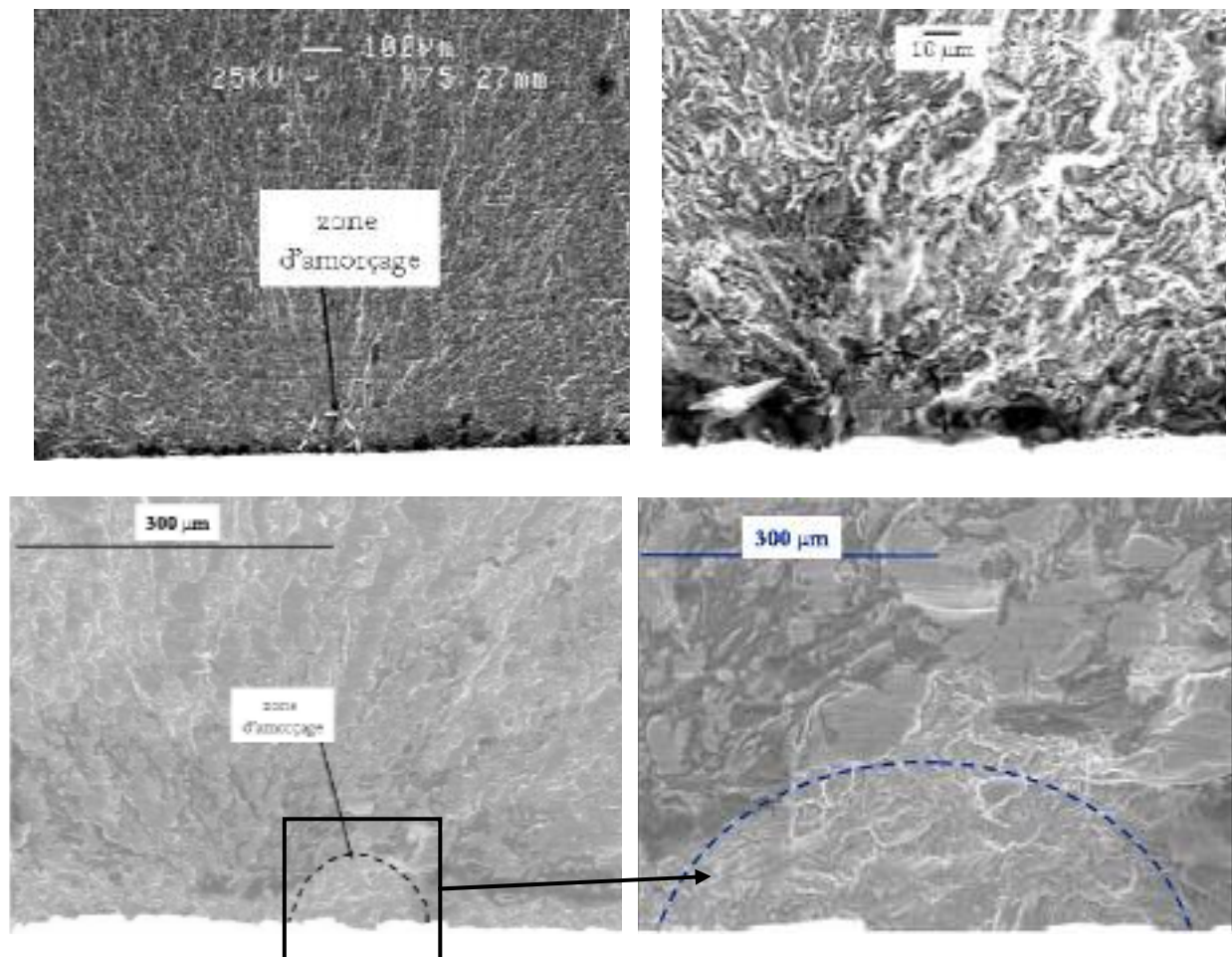


Figure XI-4 : Fissures amorcées en surface par clivage

Les fissures peuvent s'amorcer dans cet acier en surface sans que ce soit près d'une inclusion. Cet amorçage se fait le plus souvent par rupture de clivage comme on peut l'observer sur les faciès de rupture de la Figure XI-4. L'amorçage peut aussi se produire à partir d'une imperfection de surface. La Figure XI-5 montre une fissure amorcée sur une empreinte de microdureté introduite artificiellement avant essai.

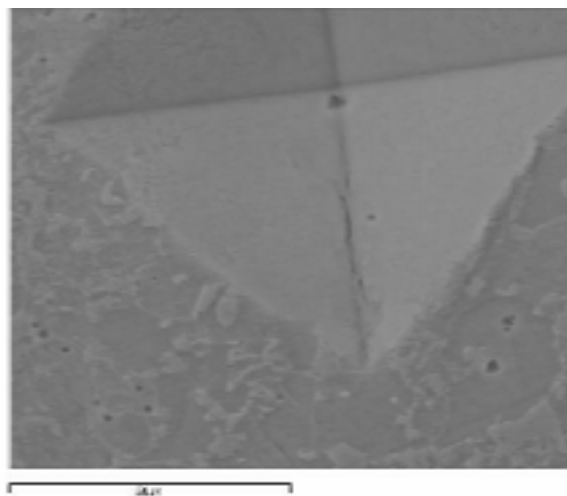


Figure XI-5 : Fissure amorcée au fond d'une empreinte de microdureté

Lors de cette étude, des observations plus détaillées au MEB de fissures s'amorçant près d'inclusions, ont indiqué trois principaux types de mécanismes d'amorçage :

- amorçage par *contournement* d'inclusion. La microfissure s'amorce alors par décohésion de l'interface matrice-inclusion puis s'ensuit la propagation d'une microfissure dans la matrice (Figure XI-6). On observe parfois un arrachement de l'inclusion et la fissure ainsi amorcée se propage ensuite dans la matrice (Figure XI-7) ;
- amorçage par *rupture* d'inclusion suivi de la propagation de la microfissure de part et d'autre de l'inclusion (Figure XI-8) ;
- amorçage de fissure de part et d'autre des deux « pôles » de l'inclusion, sans rupture ni décohésion de l'inclusion (Figure XI-9).

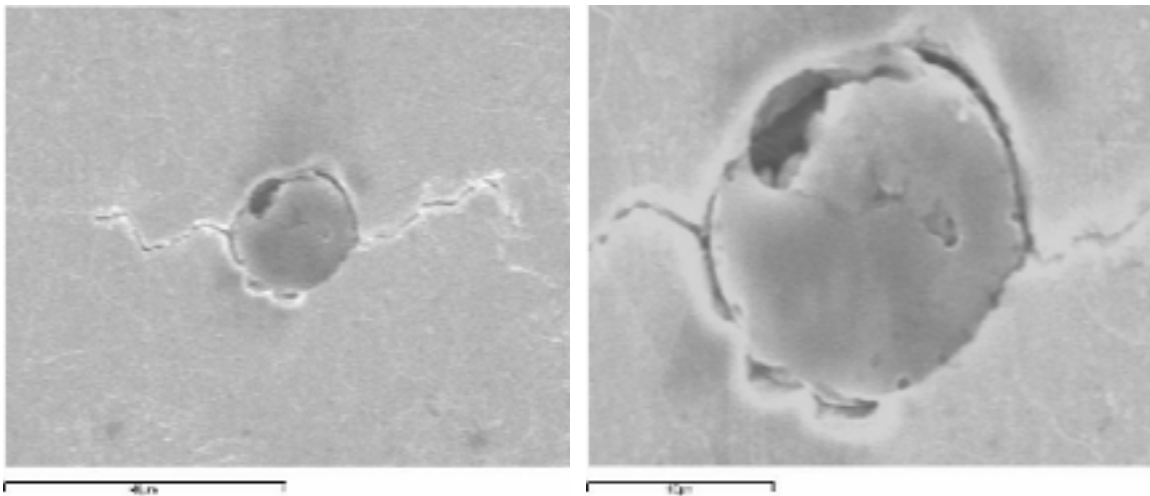


Figure XI-6 : Amorçage par contournement d'inclusion

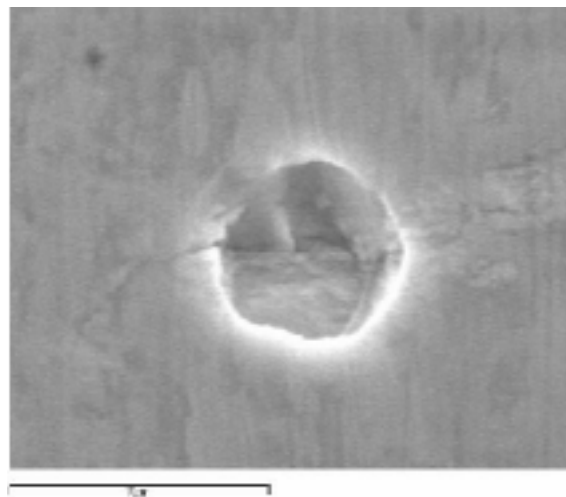


Figure XI-7 : Amorçage de la fissure après arrachement d'inclusion

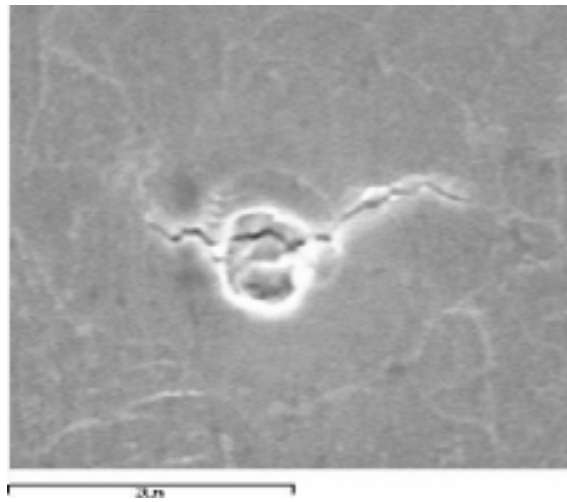


Figure XI-8 : Amorçage par rupture d'inclusion

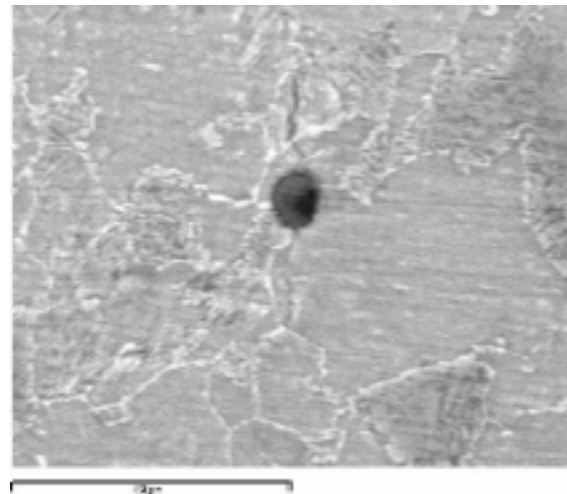


Figure XI-9 : Amorçage de part et d'autre des pôles de l'inclusion

XI-2 Premiers stades de la fissuration par fatigue

Les observations nous ont également permis de nous intéresser aux premiers stades de la propagation, deux mécanismes de propagation de fissures ont été mis en évidence. Des fissures débutent leur propagation principalement à 45° (stade I) de l'axe de chargement sur la surface du congé juste après l'amorçage puis deviennent perpendiculaires à cet axe (stade II) lors de leur croissance (Figure XI-10) ; cet effet de nature mécanique s'explique facilement par les calculs de Mécanique de la Rupture (annexe A). Cependant, dans certains cas, l'orientation des fissures reste globalement perpendiculaire à l'axe de chargement de l'amorçage à la rupture (Figure VI-12) : le stade I de la fissuration est alors quasiment inexistant. Les mêmes observations ont été établies par d'autres auteurs [Jin03].

Dans d'autres cas, un « *bâillement* » important de la fissure a été observé en l'absence de toute sollicitation (Figure XI-12). Nous pouvons alors penser que la fissure s'est tout d'abord propagée en mode mixte combinant le mode d'ouverture (mode I) et le mode de cisaillement plan (mode II). La propagation de la fissure a en effet débuté à 45° de l'axe du chargement mais cette fois à l'intérieur même du matériau.

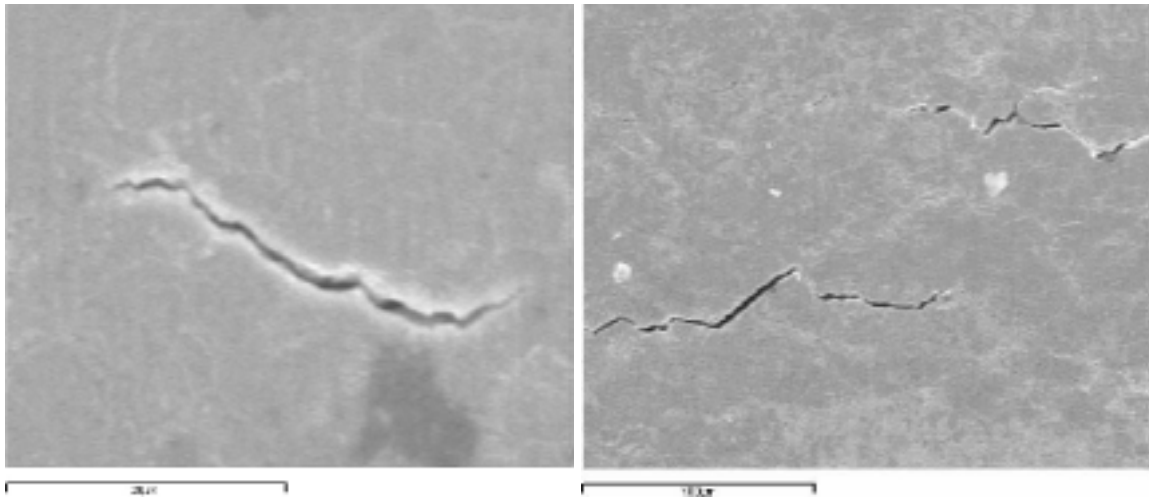


Figure XI-10 : Fissures orientée à 45° après amorçage

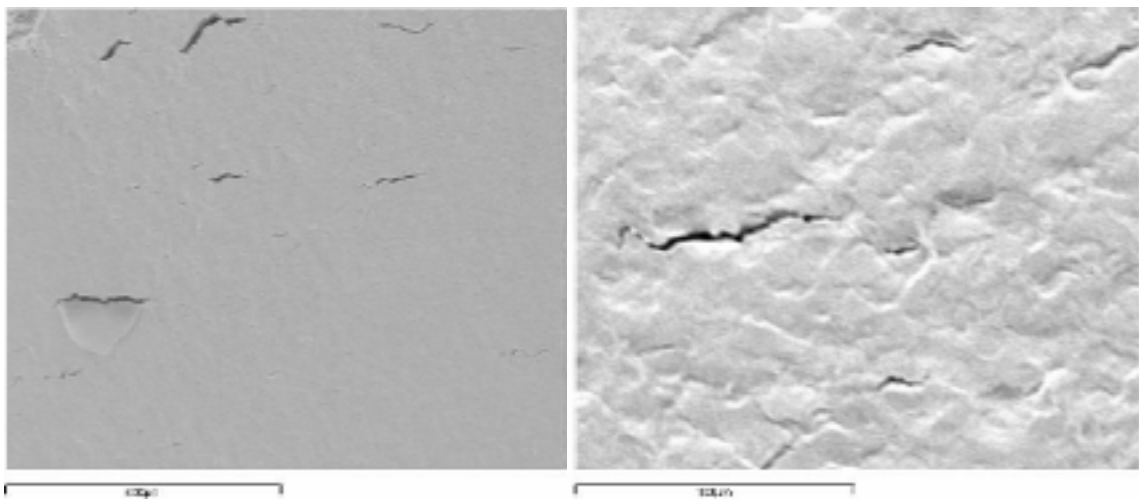


Figure XI-11 : Fissure perpendiculaire à l'axe de chargement dès l'amorçage

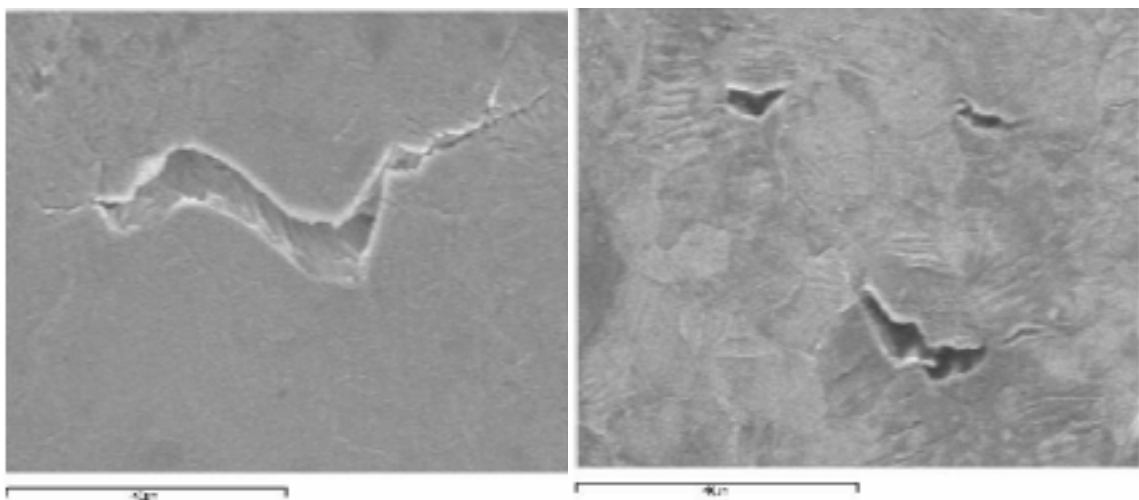


Figure XI-12 : Propagation en mode combiné I+II (bâillement)

Dans le premier stade de propagation, la fissure interagit fortement avec les joints de grains. On observe fréquemment un changement de direction de propagation lors du franchissement d'un joint de grain comme l'illustre la Figure IX-16 et la Figure XI-13. Le joint de grain agit dans ce cas comme un obstacle et son franchissement s'accompagne d'une forte diminution de la vitesse de propagation voire d'un arrêt de la fissure qui est une caractéristique des courbes de propagation des fissures courtes (chapitre IX).

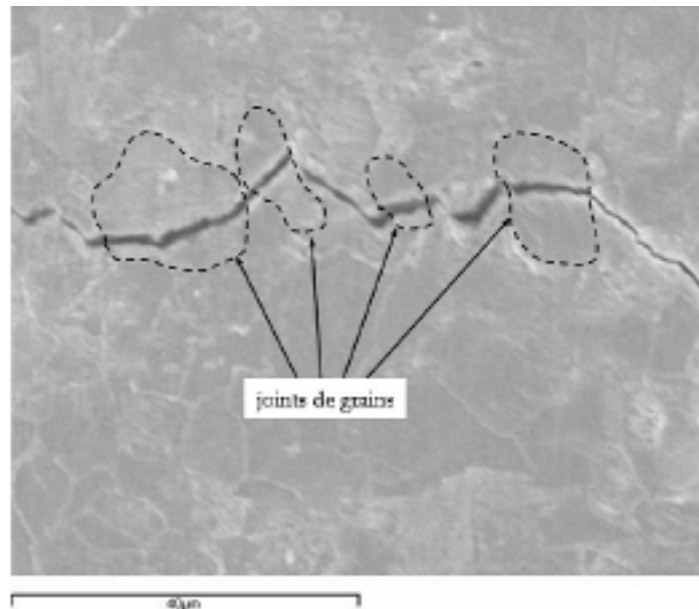


Figure XI-13 : Interaction entre fissures et joints de grains

XI-3 Arrêts de fissures de fatigue

Les observations détaillées lors des essais nous ont permis de repérer des fissures présentant un comportement particulier. Il s'agit de fissures bloquées ou de fissures non propageantes. L'examen des courbes de propagation des fissures courtes établies dans le chapitre IX, montre un comportement irrégulier en début de propagation rejoignant les résultats fournis par d'autres auteurs. Pour expliquer un tel comportement : une vitesse initiale importante, une décélération ou même un blocage, il nous paraît nécessaire de faire intervenir plusieurs éléments. L'inventaire des phénomènes pouvant être à l'origine de cette décélération ou d'un arrêt de la fissure se résume en quatre points :

- ❑ *Interactions entre fissures* : dans un domaine de forte densité de fissures, de part et d'autre d'une fissure donnée, la contrainte appliquée au matériau est fortement diminuée. La propagation d'une fissure située dans cette zone peut être considérablement ralentie voire même stoppée. Par exemple dans la Figure XI-14, la propagation de la fissure située au centre s'est arrêtée parce qu'elle se situe entre deux fissures de tailles plus importantes. Mais ce phénomène n'est pas à sens unique et la propagation des plus grandes fissures peut également être ralentie. L'arrêt de fissure est parfois provoqué par un phénomène de bifurcation à l'une des extrémités de la fissure : la Figure XI-15 montre une fissure qui s'est arrêtée après développement de deux branches à son extrémité ce qui provoque une intensité des contraintes moindre au bout de chaque branche. Enfin, la présence de plusieurs fissures voisines dans un petit domaine favorise leur coalescence et peut provoquer une accélération de la vitesse de propagation (Figure XI-16 et Figure XI-17) ;

- *Interactions entre fissures et microstructure* : les paramètres microstructuraux et plus particulièrement les joints de grains, peuvent influencer fortement la propagation des fissures, voire même conduire à leur arrêt. Des observations microscopiques ont montré que lorsque la fissure est de très faible taille, elle interagit fortement avec les joints de grains (Figure IX-16 et Figure XI-13) ;
- *Contraintes résiduelles autour des inclusions* : lorsque ces contraintes sont de compression, l'inclusion oppose plus de résistance à la fissuration ; dans ces conditions, l'amorçage de fissures opère après arrachement ou rupture de l'inclusion (Figure XI-7 et Figure XI-8). En revanche, lorsque les contraintes résiduelles autour de l'inclusion sont de traction, l'interface inclusion-matrice rompt plus facilement et l'amorçage opère alors par contournement de l'inclusion (Figure XI-6) ;
- *Caractère tridimensionnel de la fissure* : la taille de la fissure en surface ne conditionne pas à elle seule sa propagation ; en effet, la valeur du rapport longueur en surface sur profondeur, qui rend compte de l'état d'équilibre de la fissure, est en fait un paramètre prépondérant. Comme nous l'avons montré (chapitre VII), le facteur d'intensité de contrainte calculé pour une fissure circulaire est plus important en surface qu'à cœur. Dans ces conditions, la fissure se propagera plus rapidement en surface de façon à adopter une forme d'équilibre mécanique correspondant à une valeur du rapport longueur en surface sur profondeur voisine de 0,8.

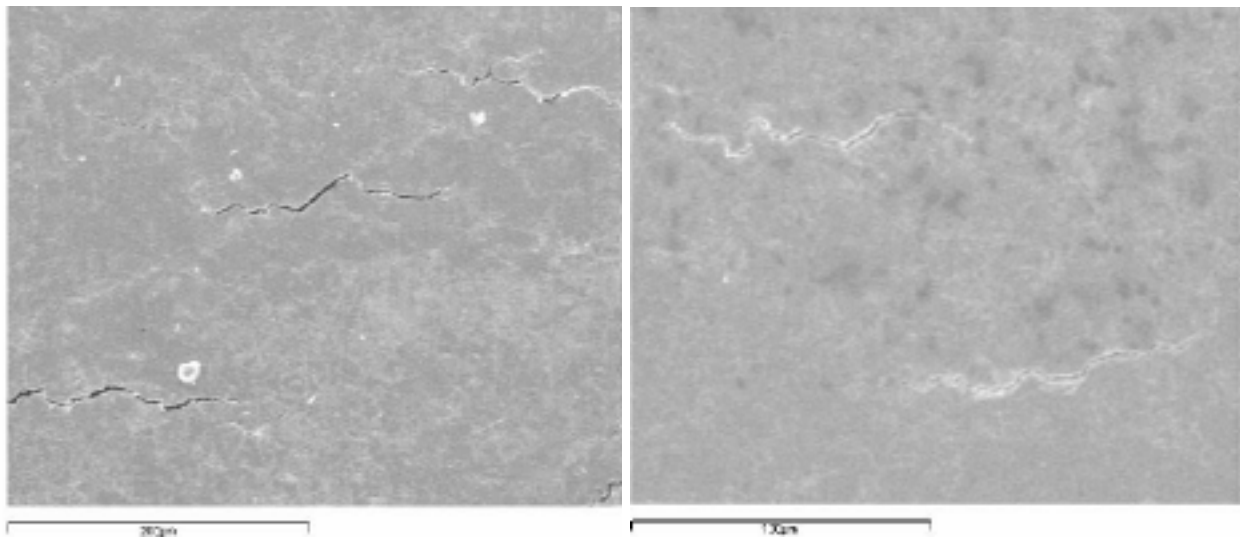


Figure XI-14 : Interaction entre fissures conduisant à l'arrêt de propagation

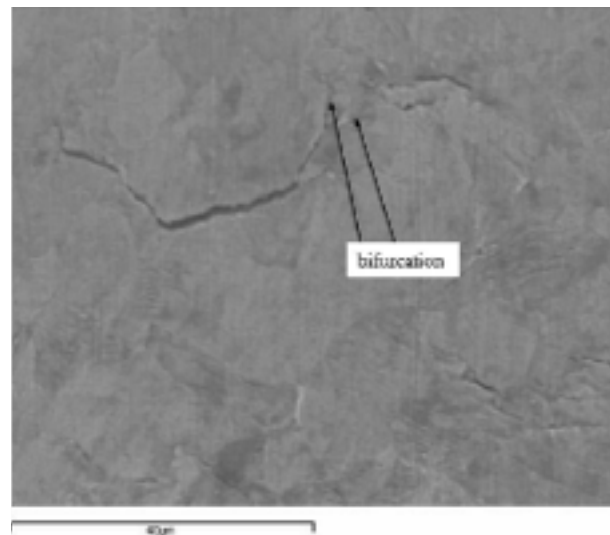


Figure XI-15 : Arrêt de la fissuration dû au phénomène de bifurcation

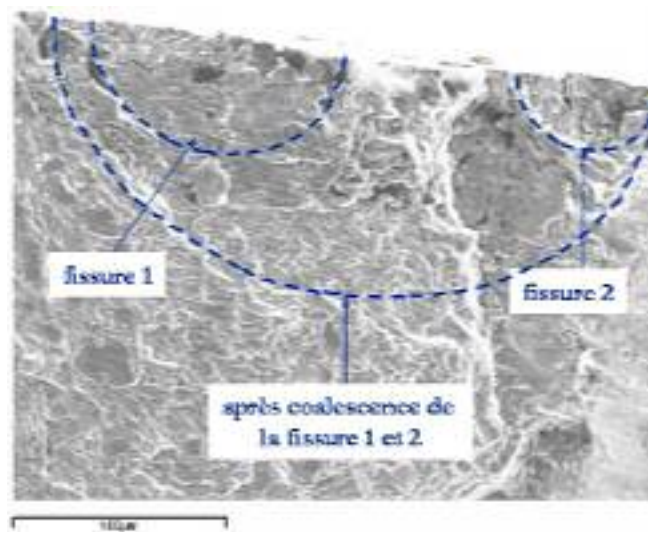


Figure XI-16 : Examen du faciès de rupture montrant une coalescence de fissures

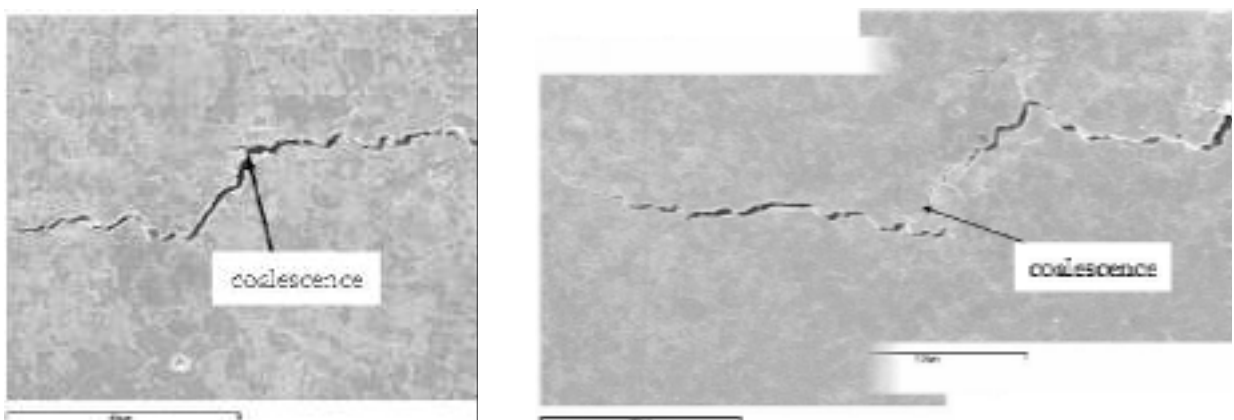


Figure XI-17 : Coalescence de fissures observée en surface d'éprouvette

CHAPITRE XII:

DUREES DE VIE

Nous nous intéressons dans ce chapitre à l'étude de la durée de vie estimée à partir des lois de propagation des fissures courtes et longues. Plusieurs études ont montré que la prévision de la durée de vie à partir des seuls résultats portant sur les fissures longues seules conduisait à une surestimation de celle-ci. Par conséquent, le but principal de ce chapitre est d'étudier l'impact potentiel de l'effet des fissures courtes observées dans l'acier S355NL sur la durée de vie totale.

Nous commencerons ce chapitre par l'utilisation de la règle de Miner pour les chargements variables afin de calculer la durée de vie totale N_R de l'échantillon (amorçage et propagation). Puis, à partir d'une modélisation du comportement des fissures courtes et longues, nous calculerons cette fois la durée de propagation N_P d'une fissure entre la taille initiale a_0 détectée par nos moyens de mesure et la rupture de l'éprouvette.

XII-1 Règle de Miner

Ne disposant pas de la courbe de Wöhler de l'acier S355NL, nous avons souhaité représenter, dans la Figure XII-1, le nombre de cycles à rupture N_R en fonction de la contrainte maximale σ_{max} pour plusieurs essais réalisés sous amplitude de contrainte constante et pour un rapport de charge $R = -1$. L'interpolation des points de la courbe nous permet d'écrire une loi de type Basquin de la forme suivante :

$$\sigma_{max} = 2200(N_R)^{-0.15} \quad (\text{XII-1})$$

Dans le cas d'un chargement d'amplitude variable, nous utiliserons uniquement cette loi dans le domaine où elle a été définie (entre 250 et 450 MPa) pour estimer le nombre de cycles à rupture N_R aux niveaux de contraintes rencontrés. Ensuite, nous calculerons l'endommagement partiel D_i défini par Miner par la relation :

$$D_i = \frac{n_i}{N_{Ri}} \quad (\text{XII-2})$$

où n_i et N_{Ri} représentent respectivement le nombre de cycles appliqué et le nombre de cycles à rupture pour une contrainte σ_i . D'après la règle de Miner, lorsque la somme de ces endommagements élémentaires vaut 1, la rupture se produit.

Les résultats de calcul de l'endommagement total D sont donnés dans les Tableau VII-1 et Tableau XII-2. Dans ces tableaux, nous avons comparé le nombre de cycles à rupture mesuré expérimentalement et le nombre de cycles à rupture calculé à partir des relations XII-1 et XII-2. Nous pouvons alors constater que le nombre de cycles à rupture prévu pour les différents chargements est largement inférieur à celui mesuré expérimentalement : ce qui correspond à une valeur de l'endommagement totale D supérieure à l'unité. En revanche, dans le Tableau XII-2, la

rupture s'est produite avant que la valeur de l'endommagement D n'atteigne 1. Nous pouvons justifier cette remarque par le fait que les résultats présentés dans le Tableau XII-1 proviennent de fissures de surface alors que celles présentées dans le Tableau XII-2 proviennent de fissures de coin. En effet, comme nous l'avons vu auparavant les fissures de coin entraînent une durée de vie plus courte que celle liée aux fissures de surface sous le même chargement.

Les conclusions que nous pouvons tirer de cette étude sont que d'une part, la règle de Miner est conservatrice dans le cas de fissures de surface mais d'autre part, celle-ci surestime assez largement la durée de vie dans le cas de fissures de coin.

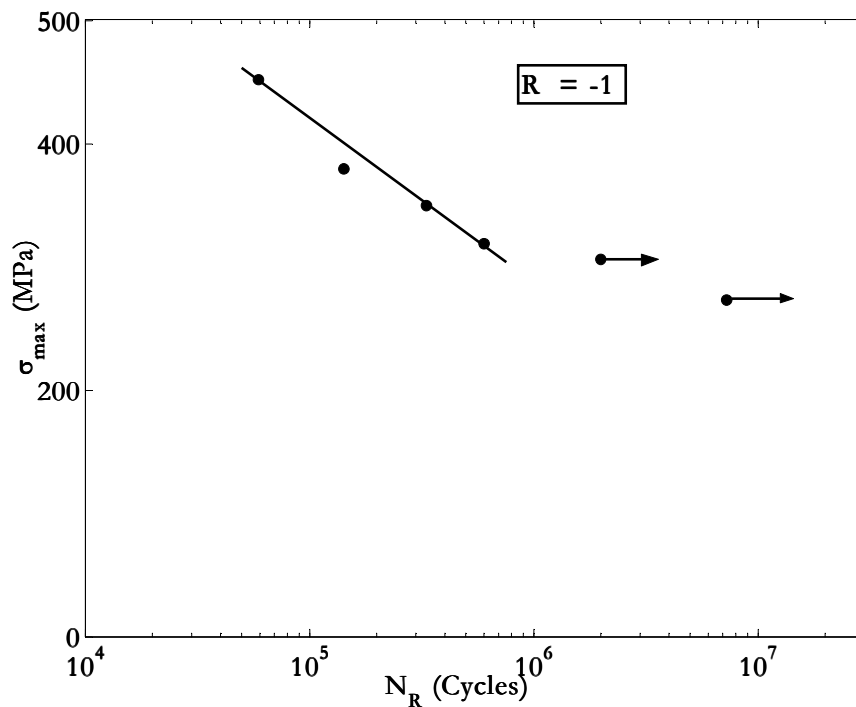


Figure XII-1 : Courbe $\sigma_{\max} - N_R$ ($R = -1$)

Type de chargement	Nombre de cycle		Endommagement D
	expérimental	équation (XII-1)	
croissant	632 300	370 000	2,32
décroissant	288 670	190 000	1,23
bloc 1	282 500	210 000	1,43
bloc 2	612 900	508 000	1,23

Tableau XII-1 : Durées de vie totale expérimentale et calculée (fissure de surface)

Type de chargement	Nombre de cycle		Endommagement D
	expérimental	équation (XII-1)	
décroissant	66 700	130 000	0,45
bloc 1	200 000	265 000	0,78

Tableau XII-2 : Durées de vie totale expérimentale et calculée (fissure de coin)

Dans la suite, nous calculerons les durées de vie par intégration des lois de propagation obtenues à partir des essais expérimentaux réalisés sur éprouvettes destinées à l'étude des fissures courtes et longues pour différents rapports de charge.

XII-2 Lois de propagation

XII-2-1 Fissures longues

La Figure XII-2 illustre l'évolution de la vitesse de propagation da/dN des fissures longues en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff} . Nous avons choisi d'interpoler cette courbe par une loi puissance déjà employée par Klesnil et Lucas :

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left[(\Delta K)^{m_1} - (\Delta K_{seuil,eff})^{m_1} \right] \quad (\text{XII-3})$$

La partie linéaire de la courbe peut également être représentée par une loi puissance de type Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{eff})^m \quad (\text{XII-4})$$

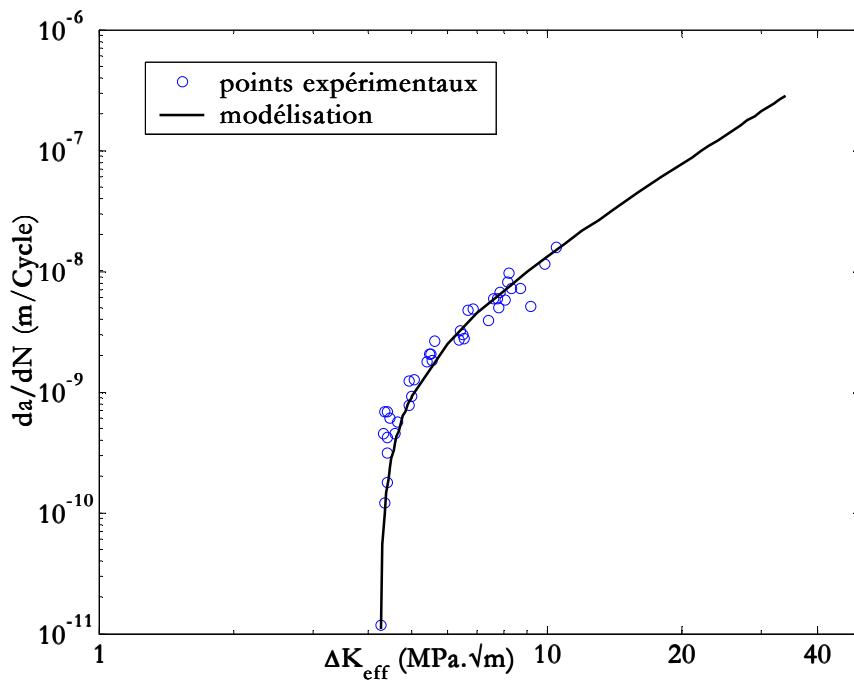


Figure XII-2 : Loi de propagation pour les fissures longues (FL_{eff})

Les valeurs de C_1 , m_1 , $\Delta K_{seuil,eff}$ et C , m obtenues pour des vitesses de propagation exprimées en m/cycle sont données dans le Tableau XII-3 :

C_1	m_1	$\Delta K_{seuil,eff}$ (MPa.√m)	C	m
6.10^{-11}	2,40	4,25	6.10^{-12}	3,40

Tableau XII-3 : Constantes des lois de Klesnil/Lucas et Paris

XII-2-1 Fissures courtes

L'ensemble des résultats d'essais, obtenu lors de l'étude du comportement des fissures courtes pour des chargements d'amplitude constante, a été rassemblé dans la Figure XII-3 où nous avons représenté la vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité de contrainte. Nous pouvons alors noter une bande de dispersion commune à tous ces essais. Nous avons donc choisi de considérer une enveloppe supérieure (FC_{sup}) et une enveloppe inférieure (FC_{inf}) pour caractériser l'ensemble de ces résultats. Les relations utilisées pour décrire ces enveloppes, inspirées des lois proposées précédemment sont de la forme :

$$\text{Enveloppe inférieure : } \frac{da}{dN} = C_{inf} \left[(\Delta K)^{m_{inf}} - (\Delta K_p)^{m_{inf}} \right] \quad (\text{XII-5})$$

$$\text{Enveloppe supérieure : } \frac{da}{dN} = C_{sup} \left[(\Delta K)^{m_{sup}} - (\Delta K_p)^{m_{sup}} \right] \quad (\text{XII-6})$$

où les valeurs des constantes C_{inf} , m_{inf} , C_{sup} , m_{sup} et ΔK_p sont rassemblées dans le Tableau XII-4 :

C_{inf}	m_{inf}	C_{sup}	m_{sup}	ΔK_p (MPa. \sqrt{m})
$2,90 \cdot 10^{-11}$	2,65	$4,75 \cdot 10^{-11}$	2,85	1,75

Tableau XII-4 : Constantes des lois FC_{sup} et FC_{inf}

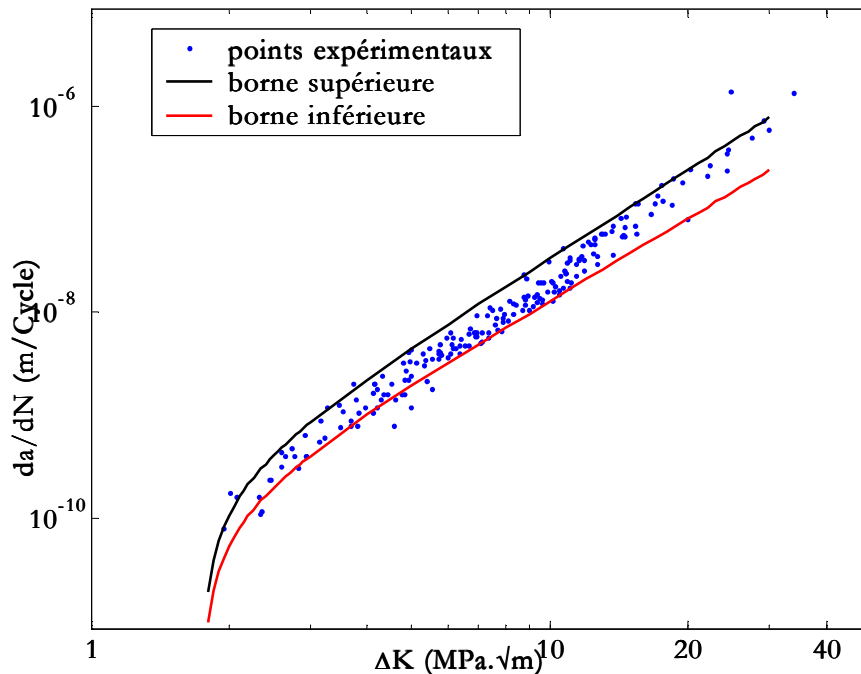


Figure XII-3 : Enveloppes supérieure (FC_{sup}) et inférieure (FC_{inf}) pour les fissures courtes

Dans la suite de l'étude, nous ne prendrons donc pas en compte les décélérations observées lors de l'étude du comportement des fissures courtes.

XII-3 Chargement d'amplitude constante

XII-3-1 Durée de vie

Les courbes de propagation ont montré une différence de comportement entre fissures courtes et longues pour des valeurs du facteur d'intensité de contrainte inférieures au seuil de propagation des fissures longues $\Delta K_{seuil,eff}$ (chapitre X). En outre, cela laisse entendre que l'utilisation des résultats d'études menées sur les fissures longues peut conduire à des prévisions surestimées lorsqu'il s'agit de petits défauts et l'application à des structures peut alors devenir dangereuse.

Dans le Tableau XII-5, nous avons présenté le nombre de cycles expérimental (N_{exp}) et celui calculé à partir d'une fissure de longueur détectable par les méthodes utilisées : répliques plastiques ou microscope à longue distance focale, pour différents rapports de charge ($R = 0,1$, $R = 0,3$ et $R = -1$). Pour le calcul du nombre de cycles, nous avons utilisé les lois déterminées dans le paragraphe précédent. Pour montrer l'influence des fissures courtes, nous avons calculé les durées de propagation N_p d'une fissure de différentes façons en utilisant :

- la loi des fissures longues (FL_{eff}) ;
- l'enveloppe supérieure (FC_{sup}) des fissures courtes ;
- l'enveloppe inférieure (FC_{inf}) des fissures courtes ;
- une combinaison des lois de fissures longues et de l'enveloppe supérieure des fissures courtes ($FL_{eff}+FC_{sup}$) ;
- une combinaison des lois de fissures longues et de l'enveloppe inférieure des fissures courtes ($FL_{eff}+FC_{inf}$).

La combinaison de ces deux lois, fissures courtes (FC_{inf} ou FC_{sup}) et fissures longues, a été établie de la manière suivante : dans un premier temps la loi des fissures courtes est intégrée entre les valeurs a_0 et a_i puis, la loi des fissures longues entre les valeurs a_i et a_f :

- a_0 désigne la longueur initiale de la fissure détectée ;
- a_i représente la valeur pour laquelle la courbe de propagation des fissures courtes rejoint la courbe de propagation des fissures longues :
 - a_i est de l'ordre de 300 μm pour les rapports de charge positif ($R > 0$) ;
 - a_i est de de l'ordre de 500 μm pour $R = -1,0$.
- a_f est la longueur de la fissure à rupture de l'échantillon.

Les deux expressions suivantes présentent un exemple de la procédure employée lors de cette intégration :

$$\square N_p = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C_1 \left[(\Delta K)^{m_1} - (\Delta K_{seuil,eff})^{m_1} \right]} \text{ pour le calcul de la durée de propagation d'une}$$

fissure, en utilisant la loi de propagation des fissures longues (FL_{eff}).

$$\square N_p = \int_{a_0}^{a_i} \frac{da}{C_{inf} \left[(\Delta K)^{m_{inf}} - (\Delta K_p)^{m_{inf}} \right]} + \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C_1 \left[(\Delta K)^{m_1} - (\Delta K_{seuil,eff})^{m_1} \right]} \text{ pour le calcul de la}$$

durée de propagation d'une fissure, en utilisant la loi de propagation des fissures longues et celle de l'enveloppe inférieure des fissures courtes ($FL_{eff}+FC_{inf}$).

Dans cette étude, l'évolution de la répartition des contraintes dans l'éprouvette a été prise en compte dans le calcul du facteur d'intensité de contraintes pour chaque cas de chargement : élastique et élastoplastique (polynômes du chapitre VI) et les expressions de Newman et Raju ont été employées pour déterminer ΔK .

Afin de vérifier la pertinence de ces différents outils, nous avons tout d'abord voulu estimer les durées de vie dans le cas de chargements d'amplitude constante.

Les résultats de calculs des différentes prévisions (Tableau XII-5) montrent que l'utilisation des lois FL_{eff} , FC_{inf} et $FL_{\text{eff}}+FC_{\text{inf}}$ entraîne une surestimation de la durée de propagation des fissures. Par contre, les prévisions réalisées à partir de la loi supérieure des fissures courtes (FC_{sup}) sous-estime légèrement la durée de propagation. Nous constatons que les meilleures estimations sont obtenues pour une combinaison des lois de propagation des fissures longues et de l'enveloppe supérieure des fissures courtes ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$).

R	Mesure	Intégration				
	Exp.	FL_{eff}	FC_{inf}	FC_{sup}	$FL_{\text{eff}} + FC_{\text{sup}}$	$FL_{\text{eff}} + FC_{\text{inf}}$
-1,0	299 000	632 000	545 000	246 000	304 000	528 000
-1,0	154 000	306 000	265 000	110 000	152 000	247 000
0,1	129 000	253 000	200 000	87 000	94 500	201 000
0,1	87 000	205 000	165 000	71 000	76 500	166 000
0,1	50 000	70 000	77 000	30 000	40 000	77 400
0,3	270 000	525 000	415 000	188 000	209 000	400 000
0,3	115 000	227 000	198 000	82 000	102 000	182 000
0,5	395 000	807 000	595 000	265 000	352 000	600 000

Tableau XII-5 : Durées de vie calculées et mesurées expérimentalement (chargement d'amplitude constante)

XII-3-2 Longueur de fissures

Nous avons pu constater que les meilleures estimations furent établies en utilisant les lois (FC_{sup}) et ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$), nous avons donc voulu comparer l'évolution de la longueur de fissure tout au long de sa propagation. La Figure XII-4 illustre une comparaison des résultats de l'avancée d'une fissure en fonction du nombre de cycles mesuré expérimentalement d'une part et du nombre de cycles calculé en utilisant les lois (FC_{sup}) et ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$) d'autre part.

Cette figure montre une différence d'évolution de la fissure entre les résultats expérimentaux et les estimations en intégrant la loi de fissures courtes (FC_{sup}). Ce décalage diminue lorsque nous prenons en compte la loi de propagation des fissures longues. Nous pouvons par ailleurs noter une très bonne correspondance des longueurs de fissures en fin d'essai.

Les mêmes observations peuvent être effectuées à partir des courbes présentant la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de propagation pour les rapports de charge $R = 0,1$ et $R = 0,3$ (Figure XII-5 et Figure XII-6). Nous signalons que ces différences vont systématiquement dans le « bon » sens puisque les résultats établis sont conservatifs.

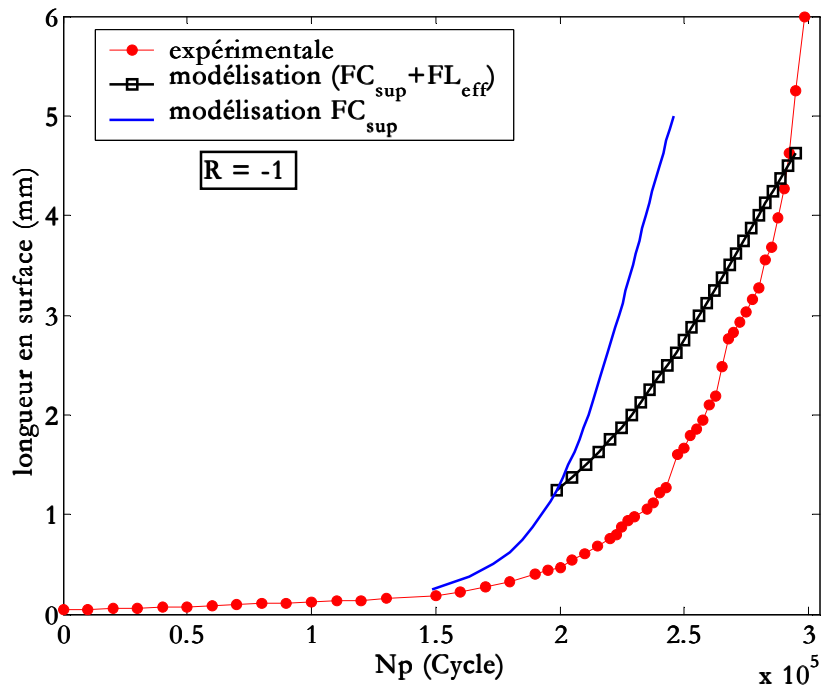


Figure XII-4 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée en fonction de la durée de propagation (R = -1)

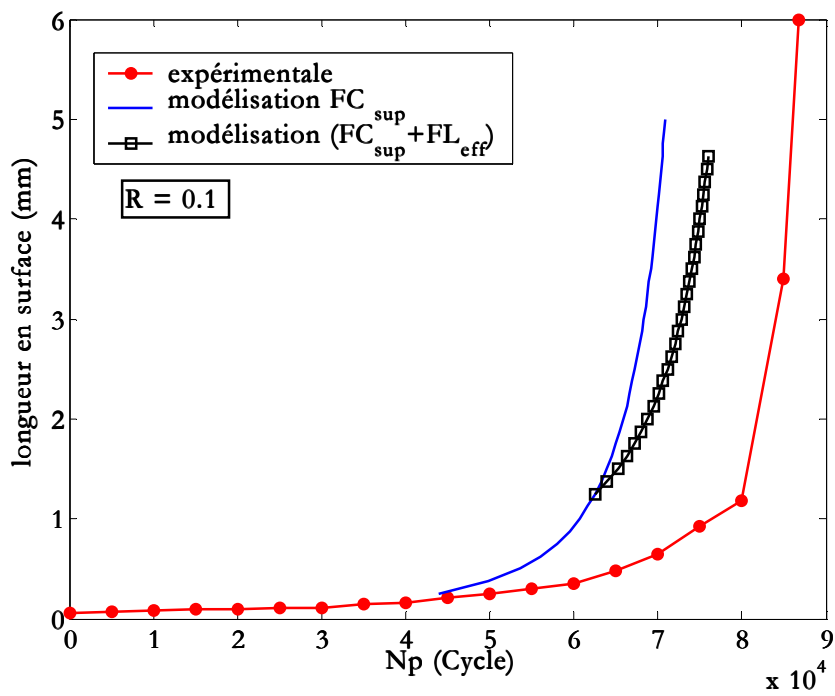


Figure XII-5 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée en fonction de la durée de propagation (R = 0,1)

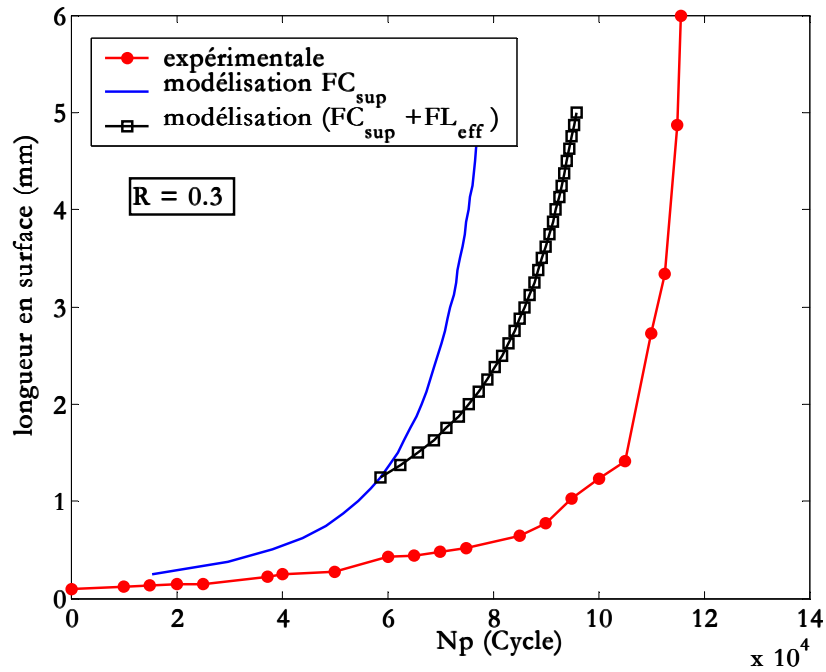


Figure XII-6 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée en fonction de la durée de propagation ($R = 0,3$)

Dans la Figure XII-7, nous avons tracé la contrainte appliquée en fonction du nombre de cycles calculé avec les lois FL_{eff} , FC_{sup} et $FL_{eff}+FC_{sup}$ nécessaire pour propager une fissure de $20 \mu m$. Cette figure montre que la durée de propagation expérimentale est inférieure à celle prévue en utilisant la loi FL_{eff} , par contre les lois FC_{sup} et $FL_{eff}+FC_{sup}$ donnent des durées de propagation inférieures à celle obtenue expérimentalement. Ce résultat montre que les prédictions effectuées à partir des fissures longues surestiment les durées de propagation tandis qu'une prise en compte des fissures courtes est indispensable pour avoir une durée de propagation plus proche de la réalité.

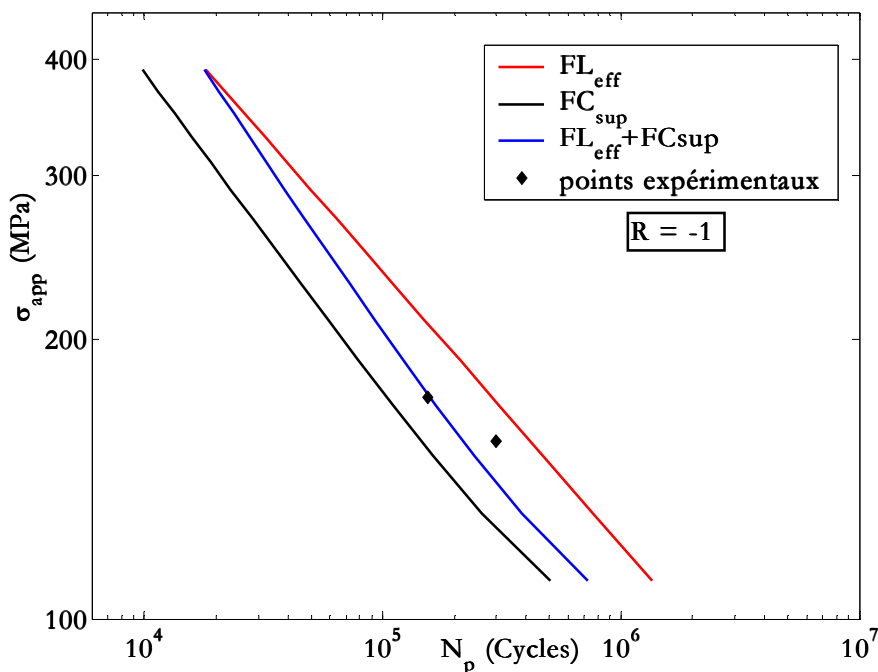


Figure XII-7 : Courbe $\sigma_{appl} - N_R$ ($R = -1$)

XII-4 Chargement d'amplitude variable

XII-4-1 Durée de vie

Dans le cas de chargements variables, la même démarche que celle employée dans le cas du chargement d'amplitude constante a été appliquée pour les différentes amplitudes de chargement à savoir l'intégration des lois de propagation. Afin de prendre en compte la nature variable du chargement, nous avons décidé d'appliquer la règle de Miner aux longueurs de fissures. Nous considérerons que la progression totale de la fissure Δa pour un chargement d'amplitude variable est égal à la somme des accroissements de fissures Δa_i pour toute amplitude de chargement σ_i . Nous pouvons alors calculer la vitesse de propagation du chargement variable en déterminant une vitesse moyenne pour les différentes amplitudes de la forme suivante (XII-7) :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\sum_i n_i \left(\frac{da}{dN} \right)_i}{\sum_i n_i} \quad (\text{XII-7})$$

où n_i et $\left(\frac{da}{dN} \right)_i$ représentent respectivement le nombre de cycles appliqué et la vitesse de propagation sous un chargement d'amplitude constante σ_i . Les résultats de calculs (Tableau XII-6), montrent que :

- ❑ Utilisation de la loi des fissures longues seule, FC_{inf} et $FL_{\text{eff}}+FC_{\text{inf}}$ surestime la durée de propagation ;
- ❑ L'utilisation de la loi des fissures courtes (FC_{sup}), donne une bonne estimation, en particulier pour les essais bloc1 et bloc2 ;
- ❑ L'utilisation de la combinaison ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$) donne une bonne prédiction de la durée de propagation pour les chargements croissants et décroissants par contre, elle surestime la durée de propagation pour les chargements par blocs.

Nous n'expliquons pas complètement cet effet que dans le cas du chargement par blocs (*bloc1* et *bloc2*). L'intégration des lois combinées ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$) surestime la durée de propagation puisque les courbes de propagation des fissures courtes ne rejoignent pas celles des fissures longues (Figure VI-8) pour des longueurs de fissures de l'ordre de $a_i = 500 \mu\text{m}$ mais pour des valeurs supérieures que nous n'avons malheureusement pas pu déterminer.

Chargement	Mesure	Intégration				
	Exp.	FL_{eff}	FC_{inf}	FC_{sup}	$FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$	$FL_{\text{eff}}+FC_{\text{inf}}$
croissant	92 000	161 000	161 000	65 000	89 000	143 000
décroissant	229 000	516 000	384 000	168 000	220 000	374 000
bloc1	113 000	288 000	254 000	106 000	138 000	234 000
bloc2	185 000	475 000	102 000	171 000	227 000	380 000

Tableau XII-6 : Durées de vie calculées et mesurées expérimentalement (chargement d'amplitude variable)

XII-4-2 Longueur de fissures

Dans le cas de chargements variables, nous avons également calculé l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de propagation calculé en intégrant les lois (FC_{sup}) et ($FL_{eff}+FC_{sup}$). Les résultats de ces calculs sont représentés dans les Figure XII-8 et Figure XII-9. Nous avons également reporté sur ces figures les résultats mesurés expérimentalement.

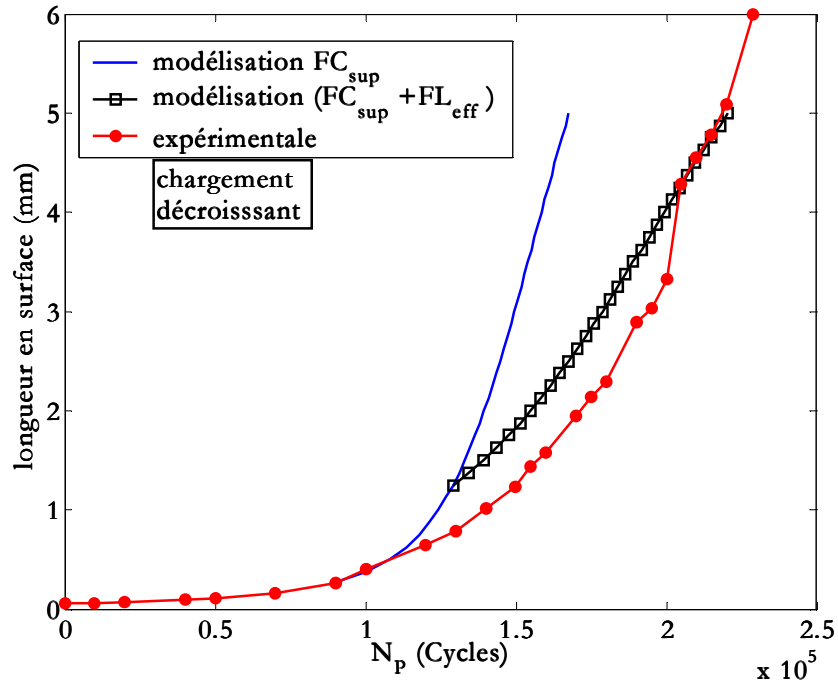


Figure XII-8 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée en fonction de la durée de propagation (chargement décroissant)

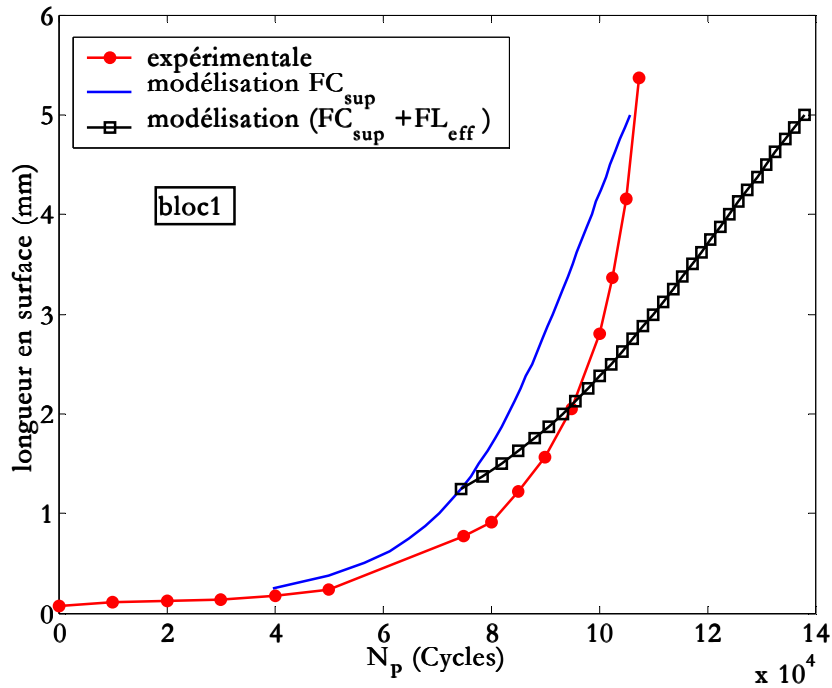


Figure XII-9 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée en fonction de la durée de propagation (*bloc1*)

Ces résultats montrent une bonne corrélation entre le nombre de cycles mesuré expérimentalement et les calculs en utilisant les lois ($FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$) dans le cas d'un chargement croissant. Par contre, il surestime le nombre de cycles pour des fissures de longueur supérieure à 2 mm dans le cas d'un chargement avec surcharges répétées.

En résumé, dans le cas de chargements d'amplitude constante, croissant et décroissant, la durée de propagation d'une fissure pourra être estimée en utilisant l'intégration de la loi FC_{sup} ou $FL_{\text{eff}}+FC_{\text{sup}}$. En revanche, pour un chargement avec surcharges répétées, la durée de propagation sera calculée par intégration de la loi FC_{sup} .

CONCLUSIONS

Le but de cette étude fut de caractériser le comportement des fissures courtes de fatigue dans l'acier S355NL largement utilisé dans le domaine de la construction navale et notamment employé dans les bâtiments de surface. Dans ce travail, nous avons essayé d'apporter des éléments de réponses aux différences de comportement observées entre les fissures courtes et longues de fatigue.

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été consacrés à l'étude de l'influence de différents chargements sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes amorcées naturellement en surface avec comme objectif la comparaison du comportement des fissures courtes avec celui des fissures longues dans l'acier S355NL en prenant notamment en compte les effets de fermeture.

Notre premier travail a donc consisté à faire effectuer une étude générale des propriétés mécaniques et microstructurales de cet acier. Pour étudier l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue deux types d'éprouvette ont été utilisés : des éprouvettes munies d'un congé destinées à l'étude de l'amorçage et des premiers stades de la fissuration et des éprouvettes à entaille latérale (type SENT), plus classiques, destinées à la réalisation d'essais de propagation de fissures longues avec détermination du seuil de propagation.

Avant d'entreprendre ces campagnes expérimentales, nous avons modélisé ces échantillons et mené un certain nombre de calculs par éléments finis, à l'aide du code Abaqus, en prenant en compte les comportements élastique et élastoplastique du matériau. Dans un premier temps, ces calculs, réalisés pour une éprouvette munie d'un congé, nous ont permis de connaître la répartition des contraintes dans l'épaisseur de l'échantillon. Puis, dans le but de représenter les résultats expérimentaux dans un diagramme $da/dN - \Delta K$, nous avons effectué des calculs d'intégrale de contour. Ces calculs ont été réalisés par la méthode du zoom structural. Les résultats obtenus ont alors été comparés à ceux issus des normes ASTM dans le cas de fissures longues et des relations proposées par Newman et Raju dans le cas de fissures courtes dans le cas d'un chargement uniforme : des différences maximales de l'ordre de 10% ont été relevées. L'ensemble de ces calculs a été effectué dans le cas de chargements élastiques et élastoplastiques et pour des fissures de surface de formes circulaires et elliptiques de différentes tailles.

Tout au long de ce travail, deux configurations d'essais ont été considérées :

- des essais sur éprouvettes normalisées SENT, l'objectif de ces essais était de déterminer le comportement de « référence » des fissures longues en termes de facteur d'intensité de contrainte efficace.

A l'aide de ces essais, nous avons pu vérifier l'influence du rapport de charge R (0,1, 0,3 et 0,5). En effet, l'augmentation du rapport de charge conduit à des vitesses de propagation plus élevées pour les fissures longues et par conséquent à une diminution du seuil de propagation ΔK_{seuil} . La prise en compte de l'effet de fermeture nous a permis de mettre en évidence une unique courbe pour les fissures longues considérée par la suite comme « courbe de référence » et par conséquent un seuil de propagation indépendant du rapport de charge $\Delta K_{eff,seuil}$.

- des essais sur éprouvettes munies d'un congé central, ces essais ont permis d'étudier le comportement des fissures courtes et de s'intéresser aux premiers stades de la propagation.

Contrairement aux fissures longues, le rapport de charge R (0,1, 0,3, 0,5 et -1) présente peu d'influence sur le comportement des fissures courtes ce qui peut s'expliquer par l'absence de phénomène de fermeture pour ce type de fissure.

Ce travail a permis de mettre en évidence un comportement tout à fait spécifique des fissures courtes. Ces fissures se propagent pour des valeurs de ΔK inférieures à la valeur seuil $\Delta K_{eff,seuil}$ et les vitesses de fissuration observées pour les fissures courtes sont supérieures à celles obtenues pour les fissures longues (à ΔK fixée).

L'utilisation du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff} pour décrire la vitesse de propagation en fatigue, permet de réduire les différences de comportement entre fissures longues et fissures courtes. Nous pouvons conclure que l'application du critère de fermeture pour les données des fissures longues réduit l'écart entre les fissures courtes et longues. Malgré cela, les fissures courtes se propagent pour des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation des fissures longues $\Delta K_{seuil,eff}$. Nous avons également pu mettre en évidence l'existence d'accélération ou de décélération dans les courbes de propagation de fissures courtes avant de rejoindre finalement le comportement de référence obtenu pour les fissures longues. Ces résultats ont été observés pour tous les rapports de charge appliqués (amplitude constante) ainsi que pour les chargements croissants et décroissants ; par contre, lors de l'application des chargements par blocs (bloc1 et bloc2) nous n'avons pas pu vérifier la réunion de ces deux comportements.

Lors des essais visant à étudier le comportement des fissures courtes, la présence de plusieurs fissures dans le congé a été détectée et le suivi de leur propagation a pu être effectué. Toutefois, au final une seule de ces fissures conduit à la rupture de l'éprouvette. Dans ce cas de fissuration multiple, la présence d'une fissure de coin entraîna systématiquement une rupture de l'échantillon à partir de celle-ci. Cependant, si les fissures sont assez proches, c'est leur coalescence qui conduira à la rupture plutôt que la propagation d'une seule fissure même en cas de présence d'une fissure de coin.

Cette étude nous a permis de dégager quelques explications du ralentissement et même de l'arrêt des fissures, parmi lesquelles :

- influence de la microstructure ;
- influence de la zone plastique de l'entaille ;
- phénomène d'interaction entre fissure ou effets de décharge ;
- trajet tortueux de la fissure ;
- bifurcation à la pointe de la fissure ;
- propagation en mode mixte ;
- caractère tridimensionnel du front de la fissure ;
- présence de fissure de coin.

Dans cette étude, nous avons observé que l'amorçage des fissures de fatigue s'effectuait généralement en surface sur des sites préférentiels tels que les inclusions. Ce type d'amorçage s'effectue d'après trois mécanismes : contournement de l'inclusion, cisaillement de l'inclusion ou bien fissuration de part et d'autre de celle-ci. D'autres types d'amorçage ont été observés :

amorçage à partir d'un défaut sous-jacent à la surface attiré par un effet de surface libre et amorçage dû à une rupture par clivage.

Après avoir éliminé les effets de fermeture qui nous ont permis de réduire les écarts entre fissures courtes et longues, nous pouvons noter que des différences subsistent. Afin d'expliquer en termes énergétiques la propagation de fissures courtes de fatigue pour des valeurs de ΔK inférieures au seuil de propagation $\Delta K_{seuil,eff}$, nous avons calculé l'énergie spécifique de plastification à l'amorçage d'une fissure : pour $R > 0$, celle-ci est comprise entre de $5\gamma_s$ et $10\gamma_s$; pour $R < 0$, où seule la partie positive du cycle participe à la propagation de la fissure, cette énergie est de l'ordre de $3\gamma_s$. Nous avons aussi pu noter que la valeur effective du seuil d'amorçage d'une fissure courte ΔK_0 était comprise entre le seuil intrinsèque $\Delta K_{int,seuil}$ et le seuil effectif $\Delta K_{seuil,eff}$.

Cette étude a mis l'accent sur les différences de vitesses de propagation observées entre fissures courtes et longues au niveau du seuil de propagation de fissures longues $\Delta K_{seuil,eff}$. Cet aspect est très important et doit naturellement être pris en compte si l'on souhaite aboutir à une prédiction des plus justes de la durée de fissuration par fatigue. Aussi, nous avons complété cette étude par une modélisation de la durée de propagation d'une fissure dans une éprouvette en tenant compte de la partie relative aux fissures courtes. La seule utilisation du comportement de fissures longues tend à surestimer la durée de propagation par fatigue mais les calculs effectués ont permis de mettre en évidence l'intérêt primordial d'incorporer de manière simple les vitesses propres aux fissures courtes dans un calcul de durée de vie. Nous avons ainsi proposé deux lois pour prédire la phase de propagation qui ont permis d'obtenir une meilleure adéquation entre les valeurs de durée de vie calculées et les valeurs expérimentales. Ces lois donnent satisfaction dans la mesure où elles sont conservatives.

PERSPECTIVES

Cet acier étant largement utilisé dans des applications navales, des fissures courtes pourraient donc s'amorcer dans des environnements agressifs tels l'eau de mer... Ce type de milieu pourrait bien sûr influencer de manière significative le comportement des fissures courtes et par la même occasion la durée de vie en fatigue. Par conséquent, dans l'avenir il serait intéressant d'étudier l'influence de l'effet de l'environnement marin sur le comportement des fissures courtes. La prise en compte d'un chargement multiaxial demeure aussi une composante importante du chargement naval et devrait être intégrée dans des études futures.

L'étude du comportement des fissures courtes dans des structures mécano-soudées, telle que celle entamée par certains auteurs [Cha03] peut également se révéler d'un grand intérêt en vue d'applications à des éléments de structures navales.

Nous espérons aussi être capable de prévoir le nombre de cycles nécessaire à l'amorçage (une thèse sur ce thème est en cours au sein du Laboratoire).

L'objectif à long terme serait de valider l'utilisation de différentes lois (amorçage, propagation fissures courtes et propagation fissures longues) dans le but de calculer la durée de vie complète d'une fissure par fatigue.

LEGENDES DES FIGURES ET TABLEAUX

Figure I-1 : Diagramme d'endurance ou courbe de Wöhler.....	- 11 -
Figure I-2 : Comparaison des résultats obtenus sous chargement d'amplitude variable.....	- 14 -
Figure I-3 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles	- 16 -
Figure I-4 : Exemple de courbe de propagation.....	- 17 -
Figure II-1 : Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement	- 20 -
Figure II-2 : Amorçage des fissures près d'une inclusion.....	- 20 -
Figure II-3 : Stades I et II de la fissuration par fatigue.....	- 22 -
Figure II-4 : Mécanismes de formation des stries.	- 23 -
Figure II-5 : Stries de fatigue.....	- 23 -
Figure II-6 : Influence de la taille des grains sur le seuil de propagation.....	- 24 -
Figure II-7 : Influence du rapport de charge et de la température.....	- 24 -
Figure II-8 : Influence de la fréquence d'essai	- 25 -
Figure II-9 : Influence du rapport de charge.....	- 26 -
Figure II-10 : Schématisation des zones de déformation en avant de la fissure.	- 26 -
Figure II-11 : Mécanismes de la déformation plastique à fond de fissure de fatigue.....	- 27 -
Figure II-12 : Représentation schématique du mécanisme de fermeture	- 28 -
Figure II-13 : Courbes de propagation avant et après la prise en compte.....	- 29 -
Figure II-14 : Partie efficace d'un cycle de chargement.....	- 29 -
Figure II-15 : Représentation schématique du mécanisme de	- 30 -
Figure II-16 : Représentation schématique du mécanisme de	- 31 -
Figure II-17 : Augmentation du seuil avec la taille de grain.....	- 31 -
Figure II-18 : Influence de la fermeture.....	- 32 -
Figure II-19 : Différents types du comportement au retard	- 35 -
Figure III-1 : Comportement typique de fissures courtes et longues de fatigue.....	- 38 -
Figure III-2 : Seuil de propagation en fonction	- 39 -
Figure III-3 : Fissure courte dans un grain.	- 39 -
Figure IV-1 : Microstructure de l'acier S355NL observée au microscope optique.....	- 51 -
Figure IV-2 : Observations d'inclusions au microscope électronique à balayage	- 51 -
Figure IV-3 : Composition chimique des inclusions.	- 52 -
Figure IV-4 : Eprouvette d'essai de traction	- 55 -
Figure IV-5 : Courbe de traction conventionnelle	- 56 -
Figure IV-6 : Courbe de traction rationnelle.....	- 56 -
Figure V-1 : Exemple de suivi de fissure à l'aide de répliques plastiques.....	- 59 -
Figure V-2 : Eprouvette destinée à l'étude des fissures courtes.....	- 60 -
Figure V-3 : Eprouvette destinée à l'étude des fissures longues	- 61 -
Figure V-4 : Microscope à longue distance focale.....	- 62 -
Figure V-5 : Exemple de suivi de fissure longue par microscope à longue distance	- 63 -
Figure V-6 : Exemple d'enregistrement de fermeture	- 64 -
Figure V-7 : Machine de fatigue Instron.....	- 65 -
Figure V-8 : Sollicitation sinusoïdale appliquée.....	- 66 -
Figure V-9 : Types de fissures	- 67 -
Figure V-10 : Implantation des jauges longitudinales.....	- 69 -
Figure V-11 : Exemples de spectres d'enregistrement	- 69 -
Figure VI-1 : Élément C3D8R et position des points d'intégration.	- 73 -
Figure VI-2 : Élément C3D20R et position des points d'intégration.....	- 74 -
Figure VI-3 : Maillage employé pour l'éprouvette munie d'un congé,.....	- 74 -
Figure VI-4 : Répartition des contraintes dans la largeur de l'éprouvette	- 75 -

Figure VI-5 : Convergence des résultats pour deux tailles de maillages.....	- 75 -
Figure VI-6 : Comportement élastique dans le congé ($\sigma_{app} = 135$ MPa).....	- 79 -
Figure VI-7 : Comportement élastoplastique dans le congé ($\sigma_{app} = 260$ MPa).....	- 79 -
Figure VI-8 : Schéma de l'éprouvette munie d'un congé.....	- 80 -
Figure VI-9 : Evolution de $K_T(x)$ dans le cas élastique ($\sigma_{app} = 135$ MPa).....	- 81 -
Figure VI-10 : Comparaison des $K_T(x)$ dans les cas élastique.....	- 81 -
Figure VI-11 : Position des microjauges dans l'éprouvette	- 82 -
Figure VI-12 : Comportement élastique le long de l'échantillon ($\sigma_{nom} - \epsilon_{long}$).....	- 82 -
Figure VI-13 : Déformation mesurée dans le congé ($\epsilon_{congé} - \epsilon_{long}$).....	- 83 -
Figure VII-1 : Contour arbitraire Γ autour de la fissure.....	- 86 -
Figure VII-2 : Élément à 8 nœuds avec ses points d'intégration.....	- 87 -
Figure VII-3 : Maillage de la moitié de l'éprouvette SENT.....	- 87 -
Figure VII-4 : Maillage rayonnant au voisinage de la fissure.....	- 88 -
Figure VII-5 : Détail des contours.....	- 88 -
Figure VII-6 : Evolution de J en fonction des contours ($a = 4,035$ mm).....	- 88 -
Figure VII-7 : Evolution de J en fonction des contours ($a = 9$ mm).....	- 89 -
Figure VII-8 : Comparaison des résultats pour les éléments CPE8R et CPS8R.....	- 89 -
Figure VII-9 : Comparaison entre les évolutions du facteur d'intensité de contrainte.....	- 90 -
Figure VII-10 : Exemple de maillage d'un quart d'éprouvette	- 92 -
Figure VII-11 : Zoom sur le maillage autour de la fissure.....	- 93 -
Figure VII-12 : Configuration et notations de la fissure de surface.....	- 93 -
Figure VII-13 : Calcul de J pour une fissure circulaire ($a/c = 1$ et $a = 100$ μ m).....	- 95 -
Figure VII-14 : Calcul de J pour une fissure elliptique ($a/c = 0,8$ et $a = 80$ μ m).....	- 95 -
Figure VII-15 : Comparaison des valeurs de K pour une fissure circulaire ($a = 100$ μ m).....	- 96 -
Figure VII-16 : Comparaison des valeurs de K pour une fissure circulaire ($a = 500$ μ m).....	- 96 -
Figure VII-17 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju.....	- 97 -
Figure VII-18 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju.....	- 97 -
Figure VII-19 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique.....	- 99 -
Figure VII-20 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique.....	- 99 -
Figure VII-21 : Correction de la zone plastique.....	- 100 -
Figure VII-22 : Calcul de J pour une fissure circulaire.....	- 102 -
Figure VII-23 : Calcul de J pour une fissure elliptique.....	- 103 -
Figure VII-24 : Comparaison des valeurs de K pour deux types d'éléments dans le cas.....	- 103 -
Figure VII-25 : Comparaison des valeurs K pour deux types d'éléments dans le cas.....	- 104 -
Figure VII-26 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju.....	- 104 -
Figure VII-27 : Calcul de K par ABAQUS et les équations de Newman et Raju.....	- 105 -
Figure VII-28 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique.....	- 106 -
Figure VII-29 : Calcul de K pour des comportements élastique et élastoplastique.....	- 106 -
Figure VIII-1 : Evolution de la longueur de fissure	- 111 -
Figure VIII-2 : Evolution de la longueur de fissure en fonction	
Figure VIII-3 : Courbes de fissuration pour le rapport de charge $R = 0,1$	- 112 -
Figure VIII-4 : Courbes de fissuration pour le rapport de charge $R = 0,3$	- 112 -
Figure VIII-5 : Influence du rapport de charge sur le seuil de propagation.....	- 113 -
Figure VIII-6 : Evolution de la zone plastique dans un état de	- 114 -
Figure VIII-7 : Comparaison des résultats de propagation de fissures longues	- 115 -
Figure IX-1 : Schématisation du front de fissure de surface.....	- 117 -
Figure IX-2 : Exemple de suivi de longueur de fissure mesurée à l'aide du microscope.....	- 118 -
Figure IX-3 : Front de fissure de surface après rupture par fatigue.....	- 119 -
Figure IX-4 : Exemples d'amorçage de fissures	- 119 -
Figure IX-5 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles total.....	- 120 -
Figure IX-6 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles	- 121 -
Figure IX-7 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles	- 122 -

Figure IX-8 : Courbes de propagation sous chargement d'amplitude constante à $R = 0,1$	- 122 -
Figure IX-9 : Courbes de propagation sous chargement.....	- 123 -
Figure IX-10 : Courbes de propagation sous chargement.....	- 123 -
Figure IX-11 : Courbes da/dN en fonction de K_{max} à $R = -1$	- 124 -
Figure IX-12 : Influence du chargement sur la vitesse de propagation ($R = 0,1$).....	- 125 -
Figure IX-13 : Courbes $da/dN - \Delta K$ pour fissures courtes	- 125 -
Figure IX-14 : Influence de chargement sur la vitesse de propagation.....	- 126 -
Figure IX-15 : Vitesse de propagation en fonction de la profondeur de fissure	- 126 -
Figure IX-16 : Déviation de la fissure à la traversée des joints de grains	- 127 -
Figure IX-17 : Transition entre stades de propagation I et II.....	- 127 -
Figure IX-18 : Mécanisme de formation des marches ou lignes de rivières	- 127 -
Figure IX-19 : Fissures de clivage.....	- 128 -
Figure IX-20 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles.....	- 129 -
Figure IX-21 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles.....	- 129 -
Figure IX-22 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles.....	- 130 -
Figure IX-23 : Coalescence multiple conduisant à la rupture	- 130 -
Figure IX-24 : Comparaison de l'avancée de fissure principale.....	- 132 -
Figure IX-25 : Propagation de fissures propageante et non propageante	- 132 -
Figure IX-26 : Décélération de la fissure non propageante	- 133 -
Figure IX-27 : Propagation de fissures de coin et de surface ($R = 0,1$)	- 133 -
Figure IX-28 : Vitesse de propagation en fonction de ΔK	- 134 -
Figure IX-29 : Multiples déviations conduisant à l'arrêt de la fissure	- 134 -
Figure IX-30 : Phénomène de bifurcation	- 134 -
Figure IX-31 : « Bâillement » de fissure (mode I et II).....	- 135 -
Figure IX-32 : Durée de propagation d'une fissure de $70 \mu m$	- 136 -
Figure IX-33 : Influence du rapport de charge sur la propagation de fissures courtes.....	- 136 -
Figure IX-34 : Vitesse de propagation de fissures courtes pour	- 137 -
Figure IX-35 : Propagation de fissures courtes pour	- 137 -
Figure IX-36 : $da/dN - \Delta K$ pour les rapports de charge $0,3$ et -1	- 138 -
Figure IX-37 : Influence du rapport de charge sur les vitesses de propagation	- 138 -
Figure IX-38 : Chargements employés issus du spectre (bloc1 et bloc2).....	- 139 -
Figure IX-39: Longueur de fissure en fonction du nombre de blocs.....	- 140 -
Figure IX-40 : Longueur de fissure propageante et non propageante	- 141 -
Figure IX-41 : da/dN en fonction de ΔK sous chargement variable (bloc1).....	- 142 -
Figure IX-42 : Influence du chargement variable (bloc 1).....	- 142 -
Figure IX-43 : Vitesse d'avancée de fissure sous chargement croissant par paliers.....	- 143 -
Figure IX-44 : Vitesse d'avancée de fissure sous chargement décroissant par paliers	- 143 -
Figure IX-45 : Durées de vie sous chargements d'amplitude constante ($R = -1$).....	- 144 -
Figure IX-46 : Vitesse de propagation sous chargements d'amplitude constante ($R = -1$).....	- 145 -
Figure IX-47 : Vitesse d'avancée de fissures courtes sous chargement d'amplitude	- 145 -
Figure IX-48 : Comparaison chargement par blocs (bloc1) et d'amplitude constante ($R = 0,3$)	- 146 -
Figure IX-49 : Vitesse de propagation de fissures courtes sous chargement d'amplitude	- 146 -
Figure IX-50 : Comparaison chargement d'amplitude croissante et constante ($R = 0,5$)	- 147 -
Figure IX-51 : Vitesse d'avancée de fissure pour chargements croissant et décroissant.....	- 147 -
Figure IX-52 : Comparaison des chargements d'amplitude variable (bloc1 et bloc2)	- 148 -
Figure IX-53 : Vitesse d'avancée de fissures courtes sous deux chargements	- 148 -
Figure IX-54 : Comparaison entre chargements par blocs et par paliers croissants	- 149 -
Figure IX-55 : Evolution de la fissure propageante et non propageante	- 149 -
Figure X-1 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,1$	- 152 -
Figure X-2 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,3$	- 152 -
Figure X-3 : Propagation des fissures courtes et longues à $R = 0,5$	- 153 -
Figure X-4 : Propagation de fissures courtes en termes de ΔK et	- 154 -

Figure X-5 : Comparaison de vitesses de propagation des fissures courtes et longues	- 154 -
Figure X-6 : Comparaison de vitesses de propagation des fissures courtes et longues	- 155 -
Figure X-7 : Evolution de la vitesse de propagation des fissures courtes et longues.....	- 155 -
Figure X-8 : Influence des surcharges répétées sur la vitesse de propagation	- 156 -
Figure X-9 : Comparaison de l'évolution de fissures courtes	- 157 -
Figure X-10 : Comparaison des vitesses de propagation des fissures courtes.....	- 157 -
Figure XI-1 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion en surface.....	- 162 -
Figure XI-2 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion en dessous.....	- 162 -
Figure XI-3 : Fissure de fatigue amorcée à partir d'une inclusion	- 162 -
Figure XI-4 : Fissures amorcées en surface par clivage.....	- 163 -
Figure XI-5 : Fissure amorcée au fond d'une empreinte de microdureté	- 163 -
Figure XI-6 : Amorçage par contournement d'inclusion	- 164 -
Figure XI-7 : Amorçage de la fissure après arrachement d'inclusion.....	- 164 -
Figure XI-8 : Amorçage par rupture d'inclusion	- 165 -
Figure XI-9 : Amorçage de part et d'autre des pôles de l'inclusion	- 165 -
Figure XI-10 : Fissures orientée à 45° après amorçage	- 166 -
Figure XI-11 : Fissure perpendiculaire à l'axe de chargement dès l'amorçage	- 166 -
Figure XI-12 : Propagation en mode combiné I+II (bâillement)	- 166 -
Figure XI-13 : Interaction entre fissures et joints de grains.....	- 167 -
Figure XI-14 : Interaction entre fissures conduisant à l'arrêt de propagation.....	- 168 -
Figure XI-15 : Arrêt de la fissuration dû au phénomène de bifurcation	- 169 -
Figure XI-16 : Examen du faciès de rupture montrant une coalescence de fissures	- 169 -
Figure XI-17 : Coalescence de fissures observée en surface d'éprouvette	- 169 -
Figure XII-1 : Courbe $\sigma_{\max} - N_R$ ($R = -1$).....	- 171 -
Figure XII-2 : Loi de propagation pour les fissures longues (FL_{eff}).....	- 172 -
Figure XII-3 : Enveloppes supérieure (FC_{sup}) et inférieure (FC_{inf}) pour les fissures courtes.....	- 173 -
Figure XII-4 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée.....	- 176 -
Figure XII-5 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée.....	- 176 -
Figure XII-6 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée.....	- 177 -
Figure XII-7 : Courbe $\sigma_{\text{appl}} - N_R$ ($R = -1$).....	- 177 -
Figure XII-8 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée.....	- 179 -
Figure XII-9 : Evolution de la longueur de fissure calculée et mesurée.....	- 179 -
Tableau IV-1 : Composition chimique de l'acier S355NL [DCN].	- 50 -
Tableau IV-2 : Valeurs des caractéristiques mécaniques moyennes de l'acier S355NL.	- 53 -
Tableau VI-1 : Valeurs des constantes a_i	- 81 -
Tableau VII-1 : Valeurs des constantes α_i	- 90 -
Tableau VIII-1 : Valeurs du seuil de propagation et des constantes de la loi de Paris	- 113 -
Tableau VIII-2 : Constantes de la loi de Paris (sans effets de fermeture).	- 115 -
Tableau IX-1 : Période d'amorçage par rapport à la durée de vie totale ($R = -1$)	- 121 -
Tableau X-1: Energies de surface	- 160 -
Tableau XII-1 : Durées de vie totale expérimentale et calculée (fissure de surface).....	- 171 -
Tableau XII-2 : Durées de vie totale expérimentale et calculée (fissure de coin)	- 171 -
Tableau XII-3 : Constantes des lois de Klesnil/Lucas et Paris.....	- 172 -
Tableau XII-4 : Constantes des lois FC_{sup} et FC_{inf}	- 173 -
Tableau XII-5 : Durées de vie calculées et mesurées expérimentalement.....	- 175 -
Tableau XII-6 : Durées de vie calculées et mesurées expérimentalement.....	- 178 -

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Adi94]: F. Adiwijayanto, Etude comparative des mécanismes de fissuration par fatigue des alliages d'aluminium 809C T851 et 2024 T351, école nationale supérieur de mécanique et d'aérotechnique, 1994.
- [Age00]: H. Agerskov, Fatigue in steel structures under random loading, *Journal of Constructional Steel Research* 53, p. 283-305, 2000.
- [Ala96]: H. Alawi, J.N. Alhajji, M.R. Reda, The effect of sort tap water chemistry on fatigue crack growth of steel, *Engineering Fatigue Mechanics* Vol 53, No 3, p387-398, 1996.
- [ASTM]: ASTM-E647-78T Tentative test method for constant load amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle.
- [ASTM86]: ASTM Standard E-647-86a, ASTM, Philadelphia 1986.
- [Bat72]: C. Bathias, thèse de doctorat, Etude des mécanismes de la fissuration par fatigue des aciers ferritiques et des aciers austénitiques, 1972.
- [Bat74]: C. Bathias, G. Sertour, 17^{ème} colloque de Métallurgie de Saclay, p. 647, 1974.
- [Bat77]: C. Bathias, A. Pineau, G.I. Pluvinage et P. Rabbe, In fatigue Proc. 4th Int. Conf. On fracture, Waterloo, D.R.M. Taplin ed. Univ. of Waterloo Press, 2, p. 1283-1286, 1977.
- [Bat97]: C. Bathias, J.P. Bailon. La fatigue des matériaux et des structures, 2^{ème} édition, 1997.
- [Ber76]: J.P. Bernard and col, ASTM STP 595, p. 78-, 1976.
- [Ber96]: S. Beretta and S. Matteazzi, Short crack propagation in eutectic steel wires, *Int. J. Fatigue*, 18, N°7, p. 451-456, 1996.
- [Bha98]: B. Bhattacharya and B. Ellingwood, Continuum damage mechanics analysis of fatigue crack initiation, *Int. J. Fatigue*, 20, N°9, p. 631-639, 1998.
- [Bin98]: X. Bin, thèse, Confrontation des aspects statistiques et détermination de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium, Ecole Centrale paris, 1998.
- [Blo99]: C. Blochwitz and R. Richter Plastic strain amplitude dependent surface path of microstructurally short fatigue cracks in face-centered cubic metals, *Materials Science and Engineering A267*, p. 120-129, 1999.
- [Boy99]: A.D. Boyd-Lee Fatigue crack growth resistant microstructures in polycrystalline Ni-base superalloys for aeroengines, *International Journal of Fatigue* 21, p. 393-405, 1999.
- [Bra66]: F.J. Bradshaw and C. Wheeler, The effect of environnement on fatigue crack propagation, *applied Materials research*, 5, N°2, p. 112-, 1966.
- [Buf01]: J-Y. Buffière, S. Savelli, P.H. Jouneau, E. Maire, R. Fougères, Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys, *Materials Science and Engineering*, A316, p.115-126, 2001.
- [Bui78]: H.D. Bui, Mécanique de la rupture fragile, Edition Masson, 1978.
- [Car97]: R.L. Carlson, D.L. Steadman, D.S. Dancila, and G.A. Kardomateas, Fatigue growth of small corner cracks in aluminum 6061-T651 *Int. J. Fatigue*, 19, Supp. 1, p. 119-125, 1997.

- [Cer94]: R. Cerveny, thèse de doctorat, Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes), 1994.
- [Cha03]: M.D. Chapetti, J. Belmonte, T. Tagawa and T. Miyata, on the influence of short crack behaviour on fatigue strength of butt-welded joints. International institute of welding, 2003.
- [Cha83]: K.S. Chan and J. Lanckford, A crack_tip strain model for the growth of small fatigue cracks, Scripta Metall, 17, 529-532, 1983.
- [Cha97]: K.S. Chan, Y.M. Pan, D. Davidson, R.C. McClung, Fatigue crack growth mechanisms in HSLA-80 steels, Materials Science and Engineering, A222, p. 1-8, 1997.
- [Cha99]: M.D. Chapetti, T. Kitano, T. Tagawa and T. Miyata, Two small-crack extension force concept applied to fatigue limit of blunt notched components, International Journal of Fatigue 21, p. 77-82, 1999.
- [Che00]: Q. Chen, N. Kawagoishi H. Nisitani, Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A277, p. 250-257, 2000.
- [Che88]: R.G. Chermahini and B. Palmberg and J.C. Newman, three dimensional finite element of fatigue crack growth and closure, ASTM STP 982, p. 398-413, 1988.
- [Che96]: G.S. Chen, K.C. Gao, R.P. Wei and T.H. Flournoy, Transition from pitting to fatigue crack growth – modelling of corrosion fatigue crack nucleation in a 2024-T3 aluminium alloy Materials Science and Engineering A219, p. 126-132, 1996.
- [Che96(2)]: X. Chen, D. Tromas, Short transverse fatigue crack in 8090 Al-Li alloy: re-ageing and environmental effects, Materials Science and Engineering, A206, p. 163-175, 1996.
- [Chu95]: J.P. Chubb, T.A. Morad, B.S. Hockenull and J.W. Bristow, The effect of exfoliation corrosion on the fracture and fatigue behaviour of 7178-T6 aluminium, Int. J. Fatigue, 17, N°1, p. 49-54, 1995.
- [Clé79]: A. Clériveret and C. Bathias, study of crack tip opening under cyclic loading taking into account the environment and R ratio, Eng. Fract. Mech, 12, p. 599-611, 1979.
- [Con03]: T. Connolley, P.A.S. Reed, M.J. Starink Short crack initiation and growth at 600 8C in notched specimens of Inconel718, Material Science and Engineering A340, p. 139-154, 2003.
- [Cop91]: thèse, Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium, École centrale Paris, 1991.
- [Cor95]: M.B. Cortie, C.J. Fletcher and K. Louw, Fatigue cracking of type 304 sheet in pasteurizer water, Int. J. Fatigue, 17, N°7, p. 463-470, 1995.
- [Cos97]: J.D. Costa, C.M. Brancot and J.C. Radont, Short fatigue crack growth behaviour in Al 5083 alloy, Int. J. Fatigue, 19, N° 2, p. 161-168, 1997.
- [Dav92]: L. Davidson and J. Lankford, int. Metals Reviews, 37, p. 45-76, 1992.
- [Dec99]: X. Decoopman Influence des conditions de chargement sur le retard à la propagation d'une fissure de fatigue après l'application d'une surcharge, HEI Lille 1999.
- [Dem94]: X. Demulsant, Facteurs microstructuraux gouvernant l'amorçage et la croissance des fissures de fatigue dans les alliages de titane Université de Poitiers 1994.
- [Des96]: J.R. Desforges Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, ENSMA Poitiers, 1996.

- [Du98]: M.L. Du, F.P. Chiang, S.V. Kagwadet and C.R. Claytont, Damage fatigue of Al 2024 alloy due sequential exposure to fatigue, corrosion and fatigue, Int. J. Fatigue Vol. 20, No. 10, pp. 734-748, 1998.
- [EA]: Jauge de déformation EA-13-015SE-120, Code 053213-15156.
- [Elb71]: W. Elbert 71, ASTM STP 486,1971, p.230-242, 1971.
- [Eva97]: W.J. Evans, M.R. Bache, M. McElhone and L. Grabowski, Environmental interactions with fatigue crack growth in alpha/beta titanium alloys Int. J. Fatigue, 19, Supp. No. 1, p. 177-182, 1997.
- [Evi77]: A.J. Mc Evily, current aspects of fracture, Conf. Proc. fatigue 77,P1-9, Cambridge, 1977.
- [Far90]: L. Farcy, thèse de doctorat, Etude comparative des mécanismes de fissuration des deux alliages d'aluminium 2024 et aluminium-lithium 2091, 1990.
- [Fer03]: E. Ferrie, J-Y. Buffière and W. Ludwig, Caractérisation tridimensionnelle des fissures courtes de fatigue par micro-tomographie X, SF2M, 2003.
- [For63]: P.J.E. Forsyth, Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys, Acta. Metall., 11, p. 703-715, 1963.
- [For72]: P.J.E. Forsyth, Fatigue Behaviour an dits dependence on microstructure, 15^e colloque de métallurgie de Saclay, 1972.
- [Fro73]: N.E. Frost, L.P. Pook and K. Denton, eng.fract.mech., vol.5,P1061,1973.
- [Fuj01]: Y. Fujimoto, K. Hamada, E. Shintaku, G. Pirker, Inherent damage zone model for strength evaluation of small fatigue cracks, Engineering Fracture Mechanics 68, 455-473, p.2001.
- [Gan85]: R.P. Gangloff, Met. Trans., 16A, p.953, 1985.
- [Gér03]: N. Gérard, Etude du comportement des fissures courtes au fond d'une entaille mécanique sous sollicitation en fatigue, 2003.
- [Gra92]: L. Grabowski and J.E. King, Modelling short crack behaviour in nickel-base superalloys – Fatigue Fract. Engng Mater.Struct., 15, 6, p. 595-606, 1992.
- [Had79]: M.H. El Haddad, T.H. Topper and K.N. Smith, Prediction of non propagation crack, Engineering Fracture Mechanics, 11, p. 573-584, 1979.
- [Has78]: Z. Hashin and C. Laird, Cumulative damage under under two level cycling: some theoretical prediction and test data. Fatigue Engng. Mater. Struct., 2, p. 345-, 1978.
- [Hen91]: G. Hénaff, Etude de la tolérance au dommage en fatigue vibratoire d'un acier type 30NCD16, thèse de doctorat de l'université de Poitiers, 1991.
- [Hib1]: Hibbit, Karlsson and Inc Sorensen, ABAQUS User's Manual 6.3.
- [Hib2]: Hibbit, Karlsson and Inc. Sorensen, Theory Manual 6.3.
- [Hob86]: P.D. Hobson and al, Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. Behaviour short fatigue cracks, MEP, London, 441-459, 1986.
- [Hou97]: C.Y. Hou and J.J. Charngt, Models for estimation of weldment fatigue crack initiation life, Int. J. Fatigue Vol. 19, No. 7, pp. 537-541, 1997.
- [Hu00]: Y.M. Hu, W. Floer, U. Krupp and H.-J. Christ, Microstructurally short fatigue crack initiation and growth in Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al, Materials Science and Engineering A278, p.170-180, 2000.

- [Ima89]: A. Imad, Mécanisme du retard induit par l'application d'une surcharge au cours de la propagation d'une fissure de fatigue, U.S.T.L., Lille, 1989.
- [Jia91(2)]: Z.D Jiang Modélisation numérique de l'interaction mécanique entre fissures parallèles et application en fatigue, thèse de doctorat de l'université de Poitiers, 1991.
- [Jia91]: Z.D. Jiang, J. Petit and G. Beziue, Stress intensity factors of two parallel 3D surface crack, Eng. Fract. mech., vol40, N°2, p.345-354, 1991.
- [Jin03]: O. Jin , S. Mall Effects of microstructure on short crack growth behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy, Materials Science and Engineering A359, p. 356-367, 2003.
- [Jon73]: R.E. Jones, Fatigue crack growth retardation after single-slice peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy, Eng. Fract. Mech., 5, p. 585-604, 1973.
- [Kay96(2)]: C. Kaynak, A. Ankara and T.J. Baker, Effects of short cracks on fatigue life calculations Int. J. Fatigue, Vol. 18, N° 1, p. 25-31, 1996.
- [Kay96]: C. Kaynak, A. Ankara and T.J. Baker, A comparison on short and long fatigue crack growth in steel, Int. J. Fatigue, Vol. 18, No 1, p. 17-23, 1996.
- [Kei86]: T. Keiro, O. Takeshi, limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure, fatigue fracture of engineering materials and structures, vol9, p. 1-14, 1986.
- [Kit76]: H. Kitagawa and S. Takahashi, Application of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. Proceedings of 2nd Int. conf. of Mechanical Behaviour of Materials, Boston , p. 627-631, 1976.
- [Kit85]: H. Kitagawa and S. Takahashi, Transaction of Japan Society of Mechanical Engineering 45, p. 128, 1979.
- [Kle72]: M. Klesnil and P. Lucas, Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth material science and engineering, 9, p. 231-240, 1972.
- [Kle84]: M. Klesnil, J. Polak and Liskutin, Short crack Growth close to fatigue limit in low carbon steel. Scripta metallurgica, 18, p. 1231-1234, 1984.
- [Kot00]: G. Kotsikos, J.M. Sutcliffe, N.J.H. Holroyd, Hydrogen effects in the corrosion fatigue behaviour of the white zone of 7xxx series aluminium alloy welds, Corrosion Science 42, p.17-33, 2000.
- [Kru99]: J. J. Kruzic, J. P. Campbell and R. O. Ritchie, On the fatigue behaviour of γ -based titanium aluminides: role of small cracks, Acta mater. Vol. 47, No. 3, p. 801-816, 1999.
- [Kuj01]: D. Kujawski, Correlation of long and physically short cracks growth in aluminium alloys, Eng. Fract. Mec., 68, p.1357-1369, 2001.
- [Lan74]: J. Lankford and J.G. Barbee, SEM characterisation of fatigue crack tip deformation in stainless steel using a positive replica technique, J. Mater. Sci., 9, p. 1906-1908, 1974
- [Lan82(2)]: Lankford, the influence of small fatigue cracks, fatigue fracture of engineering materials and structures, 5, p. 233, 248, 1982.
- [Lan82]: J. Lankford, The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminium, Fatigue Eng. Mater.Struct., 5, 3,p. 223-248,1982.
- [Lan85]: Lankford, the influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks FFEMS 8-2, p. 161-175, 19, 1985.

- [Lan99]: L. lanes , A. Mateo , P. Villechaise , J. Mendez , M. Anglada Effect of testing atmosphere (air/in vacuo) on low cycle fatigue characteristics of a duplex stainless steel L. International Journal of Fatigue 21, p. 119–125, 1999.
- [Lie82]: H.P. Lieurade, La pratique des essais de fatigue, PYC Edition Paris, 1982.
- [Mae99]: W.Y. Maeng Y.H. Kang , T.W. Nam , S. Ohashi , T. Ishihara Synergistic interaction of fatigue and stress corrosion on the corrosion fatigue crack growth behavior in Alloy 600 in high temperature and high pressure water, Journal of Nuclear Materials 275, p. 194-200, 1999.
- [Mas75]: J. Masounave and J.-P. Bailon, Scripta Met., 9,p. 723, 1975.
- [Men86]: J. Mendez, P.Violan and G. Gasc, The behaviour of short fatigue cracks, Mech.Eng.pub.london, p. 145, 1986.
- [Men99]: J. Mendez On the effects of temperature and environment on fatigue damage processes in Ti alloys and in stainless steel, Materials Science and Engineering A263, p.187–192, 1999.
- [Mer99]: N. Meraha, T. Bui-Quoc, M. Bernard, Creep-fatigue crack growth in notched SS-304 plates at 600°C Engineering Fracture Mechanics 63, p. 39-55, 1999.
- [Mil82]: K.J. Miller Fat. Eng .Mat . Struct. 5, p. 223, 1982.
- [Mil86]: K.J. Miller. E.R. Mohamed and E.R. de Los Rios, The Behaviour of Short Fatigue Cracks, EGF, Mech. Eng.Pub., London, p. 491, 1986.
- [Mil93]: K.J. Miller, The two thresholds of fatigue behaviour. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 16, 9, p.931-939, 1993.
- [Mil97]: K.J. Miller, The three thresholds for fatigue crack propagation, fatigue and fracture mechanics, 27, p. 267-286, 1997.
- [Min45]: M.A. Miner, cumulative damage in fatigue, J.Appl.Mech., 12, p. A159-A164, 1945.
- [Mol81]: K. Molski, G.Glinka, A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root. Materials Science and Engineering, vol. 50, p. 93-100, 1981.
- [Mor80]: W.L. Morris, Met.Trans.11A, p. 1117, 1980.
- [Mor81]: W.L. Morris, M.R.James and O.Buck. Growth rate models for short surface cracks in AL 2219-T851.Metall.Trans.A.12a, p.57-64., 1981.
- [Mor83(2)]: W.L. Morris. and M.R. JAMES, Met.Trans. 14A, p. 153, 1983.
- [Mor83]: W.L. Morris. M.R. JAMES and O. Buck., Eng. Fact. Mech. 18, p. 871, 1983.
- [Mul79] : P.M. Mulvihill and C.J. Beevers, the Behaviour of Short Fatigue Cracks, EGF, Mech. Eng. Pub. London, p. 203, 1986.
- [Mur00]: G. Murtaza , R. Akid, Empirical corrosion fatigue life prediction models of a high strength steel, Engineering Fracture Mechanics 67, p. 461-474, 2000.
- [Mur84] : T.Mura, J. Wertman, Fatigue crack growth threshold concepts (eds.D. Davidson and S. Suresh), TMS-AIME, Warrendale PA, p. 531, 1984
- [Neu 61]: H. Neuber, Theory of stress concentration for shear strained prismatical bodies with arbitrary non-linear stress-strain law. J. of Applied Res., 28, 4, p. 544, 1961.
- [Neu68]: H. Neuber, Theoretical determination of fatigue strength at stress concentration. Air Force Materials Laboratory, Rapport AFML, p. 68-20, 1968.

- [New83]: J.C. Newman, Stress intensity factor equation for cracks in three dimensional finite bodies, *Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium_VolumeI: theory and analysis*.ASTM STP 791, J.C. Lewis and Sines.Eds., American Society for Testing and Materials, p. 238-265, 1983.
- [New99]: J.C. Newman, E.P. Phillips , M.H. Swain, Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory, *International Journal of Fatigue* 21, p. 109-119, 1999.
- [Ngu89]: F. Nguedjio, Amorçage des Fissures de Fatigue et Probabilisation, Calvin université de technologie de compiegne mécanique appliquée et matériaux, 1989.
- [Oh97]: C.S. Oh, Y.Y Earmme and J-H Song, Automated real-time measurements of fatigue crack length and crack opening load using unloading elastic compliance method, *Int. J. Fatigue* vol, 19, 2, 169-176, 1997.
- [Oka99]: M. Okazaki and Y. Yamazaki, Creep-fatigue small crack propagation in a single crystal Ni-base superalloy, CMSX-2 Microstructural influences and environmental effects, *International Journal of Fatigue* 21, 79-86, 1999.
- [Oni86]: O. ONI, Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers, Université de technologie de Compiègne 1986.
- [Pao00]: P.S. Pao, S.J. Gill and C.R. Feng, on fatigue crack initiation from corrosion pits in 7075-T7351 aluminium alloy, *Scripta mater.* 43, p. 391–396, 2000.
- [Pap00]: M. Papakyriacou , H. Mayer C. Pypen, H. Plenk Jr, S. Stanzl-Tschegg, Effects of surface treatments on high cycle corrosion fatigue of metallic implant materials *International Journal of Fatigue* 22, p.873-886, 2000.
- [Pea75]: S. Pearson, *Engng. Fract. Mech.*, 7, p.235-247, 1975.
- [Ped88]: K. Pederson, Fatigue crack growth of short cracks in an ALMgSi alloy. *Advance in Fatigue Science and Technology* , Martinus Nijhoff Pub., p.773-783, 1988.
- [Pel69] R.M. Peloux, *Trans ASM*, 62, p. 281-285, 1969.
- [Pet96]: J. Petit and J. Mendez, some aspects of the influence of microstructure on fatigue, *fatigue* 96, Pergamon, 1, p. 327-341, 1996.
- [Pin86]: A. Pineau, *Small Fatigue Cracks TMS-AIME*, Warrendale, PA, p. 191, 1986.
- [Pic84]: L. Picouet, A. Bignonnet, H.P. Lieurade, *Int. Conf. on Shot Peening*, Chicago, 1984.
- [Rad86]: V.M. Radhakrishnan and Y. Mutoh, On fatigue crack growth in stage I, the behaviour of short fatigue crack, EGF Pub.1, *Mechanical Engineering Publication*, London, p.87-99, 1986.
- [Raj97(1)]: I.S. Raju and J.C. Newman, Stress intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates. *Engng Fracture Mechs*, 11, p.817-829, 1979.
- [Raj97(2)]: I.S. Raju and J.C. Newman, Stress intensity factors for two symmetric corner cracks. In C.W. Smith (ED.), *Fracture Mechanics*, ASTM ATP 677. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.411-430, 1979.
- [Ran85]: N. Ranganathan, Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue, thèse de docteur ès sciences physiques de l'université de Poitiers, 1985.
- [Ran91]: B. Randrianarivo Prévission de la durée de vie d'une structure ou d'un élément de structure en fatigue uniaxiale sous chargement à amplitudes variables université de technologie de compiegne 1991.

- [Ran93]: B. Randrianarivo, H.P. Lieurade, P. Barbarin, *Mécanique industrielle et Matériaux*, vol.46, N°4, p.184-188, 1993.
- [Rav96]: K.S. Ravichandran and J.M. Larsen, Influence of mode of initiation on the growth of small surface cracks in titanium aluminides, *Int.J.Fatigue* Vol.18.No.1, pp.9-16, 1996.
- [Ric86]: J.R. Rice A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *J.appl.mech*, p.378-386, 1968.
- [Rit86]: R.O. Ritchie and J. Lankford, *Small fatigue crack*, A publication of the metallurgical society Inc., 1986.
- [Rit99]: R.O. Ritchie, B.L. Boyce, J.P. Campbell, O. Roder , A.W. Thompson, W.W. Milligan, Thresholds for high-cycle fatigue in a turbine engine Ti-6Al-4V alloy, *International Journal of Fatigue* 21, p.653-662, 1999.
- [Roo75]: D.P. Rooke and D.J. Cartwright, *Compendium of stress intensity factors*, London HMSO, 1975.
- [Sad97(2)]: K. Sadananda and A.K. Vasudevan, Analysis of high temperature fatigue crack growth behavior, *Int. J. Fatigue* Vol. 19, Supp. No. 1, p.S183-S189, 1997.
- [Sad97]: K. Sadananda and A.K. Vasudevant, Short crack growth and internal stresses, *Int.J. Fatigue* Vol. 19.Supp.No.1, p.S99-S108, 1997.
- [San00]: F. Sansoz, *Propagation des petites fissures dans la zone de concentration de contrainte dans le superalliage N18*, Mines de Paris, 2000.
- [Sar99]: C. Sarrazin-Baudoux, Y. Chabanne and J. Petit, influence of environment and of mean stress on fatigue crack growth at near threshold stress intensities on a Ti6246 alloy at room temperature and 500°C, *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 4, p.451-457, 1999.
- [Sch81]: J. Schijve, *Eng .fract.Mech.* 14, p.461, 1981.
- [Sin00]: V. Sinha, C. Mercer, W.O. Soboyejo, An investigation of short and long fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A287*, p.30-42, 2000.
- [Smi78]: R.A. Smith, K.J. Miller, *Int. J. Mech. Sci.* 20 p. 201-206, 1978.
- [Soe91]: *Etude des mécanismes d'amorçage et de propagation des microfissures en traction-torsion à partir de deux nuances d'un alliage d'aluminium 7175-T7351*, Université de technologie de Compiègne, 1991.
- [Sri99]: T.S. Srivatsan, Mechanisms governing cyclic deformation and failure during elevated temperature fatigue of aluminium alloy 7055 *International Journal of Fatigue*, 21, p.557-569, 1999.
- [Ste81]: A.T. Stewart, *Eng. Fract. Mech.* 13, p.463, 1981.
- [Sur82]: S. Suresh and R.O. Ritchie, A geometric of model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness. *Metallurgical transaction A*, Vol. 13A, p.1627-1631, 1982.
- [Sur84(2)] : S. Suresh and R.O.Ritchie *Int. Met. Rev.* 29(6), 445, 1984.
- [Sur84]: S. Suresh and R.O. Ritchie, Fatigue Crack Growth Threshold Concept, *The Metallurgie Society of AIME*, Philadelphie, 227-261, 1984.
- [Tan83]: K. Tanaka and Y. Nakai, Propagation and non propagation of short fatigue cracks at a sharp notch. *Fatigue Engng Mater. Struct.*, 6, p. 315-327, 1983.
- [Tay81]: D. Taylor J.F. Knott, Fatigue crack propagation behaviour of short cracks; the effect of microstructure fatigue of engineering materials and structures Vol.4 N°2, p.147-155, 1981.

- [Tay89]: D. Taylor, Fatigue thresholds, Butterworth London, 1989.
- [Tch99]: D. S. Tchankov , A. Ohta , N. Suzuki , Yoshio Maeda, Random loading fatigue life assessments for notched plates, International Journal of Fatigue 21, p.941–946, 1999.
- [Tok96]: K. Tokaji, J.C. Bian, T. Ogawa and M. Nakajima, The microstructure dependence of fatigue behaviour in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy, Materials Science and Engineering A213, p.86-92, 1996.
- [Tsu96]: H. Tsukuda, H. Ogiyama and T. Shiraishi, transient fatigue crack growth behaviour following single overloads at high stress ratio, fatigue and fracture of engineering Materials and structures, Vol.19N°7, p.879-891, 1996.
- [Wad58]: N.J. Wadsworth and J. Hutchings, The effect of atmospheric corrosion on metal fatigue, philosophical magazine, serie 8, vol.3,n°34, p.1154, 1958.
- [Wal79]: N. Walker and C.J. Beevers, A fatigue crack closure mechanism in titanium, Fatigue Eng. Mater.Struct.,vol.1, p.135-148, 1979.
- [Wu98]: Z. Wu and X. Sun, Multiple fatigue crack initiation, coalescence and growth in blunt notched specimens, eng. Fract. Mec. Vol. 59. N°3, p.353-359, 1998.
- [Zeg85]: A. Zeghloul and J. Petit, Fat. Fract. Eng.Mat.Struct.8, p341, 1985.
- [Zeg88]: A. Zeghloul, thèse de docteur ès sciences physiques, Comparaison de la propagation en fatigue des fissures courtes et des fissures longues, Université de Poitiers N° d'ordre 480, 1988.
- [Zha00]: T. Zhai, A.J. Wilkinson and J.W. Martin, A Crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries, Acta mater. 48, p.4917–4927, 2000.
- [Zha01]: J.Z. Zhang, and Shan Yi Du, elastic plastic finite element analysis experimental study of short and long fatigue crack growth, engineering fracture mechanics 68, p.1591-1605, 2001.
- [Zha92]: X.B Zhang, Etude numérique de la propagation de fissure par la mécanique de la rupture université Blaise Pascal, 1992.
- [Zha99]: M. Zhang, P. Yang , Y. Tan Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue Loading, International Journal of Fatigue 21, p.823-830, 1999.
- [Zhu00]: S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A290, p.198-206, 2000.

ANNEXE 1

A.1 Mode de rupture mixte

La figure A.1.a représente une fissure inclinée traversant une plaque soumise à une traction simple. Si la fissure n'était pas inclinée ($\beta = 0^\circ$), le chargement appliqué conduirait à du mode I pur. Pour montrer comment l'inclinaison de la fissure entraîne du mode II, on calcule le vecteur contrainte dans le plan de la fissure. Ce vecteur s'écrit :

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \vec{\sigma} \cdot \vec{n} = (\sigma^\infty \cos \beta) \vec{y}$$

Il se décompose en une contrainte normale σ_n et une contrainte tangentielle τ :

$$\sigma_n = \sigma^\infty \cos^2 \beta \text{ et } \tau = \sigma^\infty \sin \beta \cos \beta$$

La fissure étant de très petite dimension par rapport à celles de la plaque, les FIC en mode I et II sont donnés respectivement par :

$$K_I = \sigma^\infty \cos^2 \beta \sqrt{\pi a} \text{ et } K_{II} = \sigma^\infty \sin \beta \cos \beta \sqrt{\pi a}$$

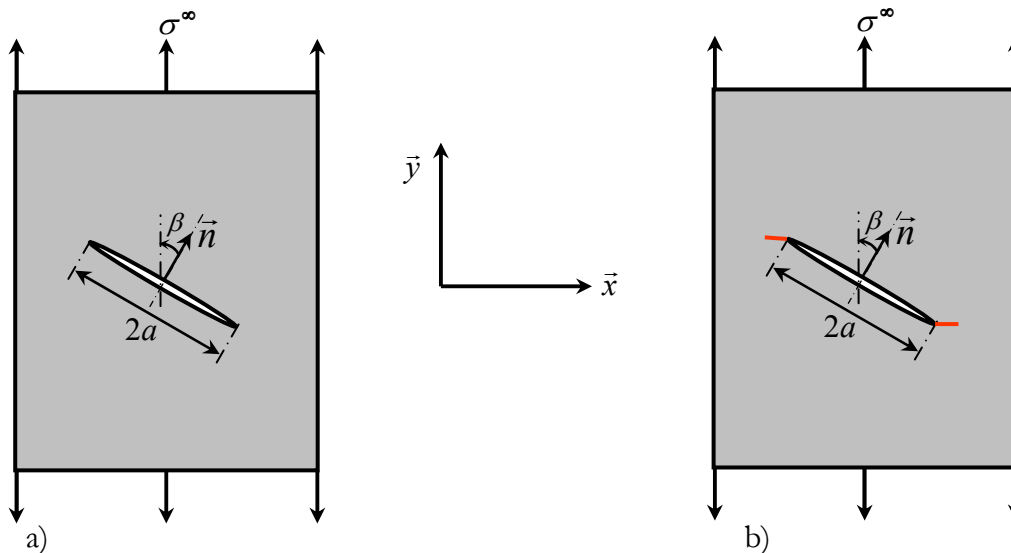


Figure A.1. : Fissure inclinée dans une plaque en traction

Lorsque deux, voire trois modes de sollicitation sont présents, l'énergie de propagation G est additive :

$$G = G_I + G_{II} + \dots$$

Cette équation suppose cependant que la fissure se propage en restant dans son plan. Ainsi dans le cas de la figure A.1.a, le taux de restitution d'énergie G s'écrit :

$$G = G_I + G_{II} = \cos^2 \beta \frac{(\sigma^\infty)^2 \pi a}{E'}$$

L'égalité précédente reste vraie tant que la fissure ne dévie pas de son plan. La figure A.1.b est une illustration d'un autre scénario plus proche de la réalité. La fissure initialement inclinée, aura tendance à se propager dans le plan où elle est beaucoup plus sollicitée, c'est à dire à revenir en mode I. En d'autres termes, la fissure suit le chemin de propagation de moindre résistance (ou le chemin de propagation de plus forte intensité des contraintes) et ne reste pas nécessairement dans son plan initial.

Si le matériau est isotrope et homogène, la fissure se propagera de sorte que son énergie G soit maximum. Nous allons exprimer l'énergie G en fonction de la direction de propagation dans le cas d'une fissure sollicitée en mode mixte. Seuls les modes I et II seront considérés, mais le raisonnement peut être étendu au cas plus général où les 3 modes sont présents.

A.2 Propagation d'une fissure inclinée

Les relations précédentes donnant les FIC peuvent s'écrire :

$$K_I = K_I^{(0)} \cos^2 \beta \quad \text{et} \quad K_{II} = K_I^{(0)} \sin \beta \cos \beta \quad \text{A.1}$$

Où $K_I^{(0)} = \sigma^\infty \sqrt{\pi a}$ est le FIC en mode I pur lorsque l'inclinaison est nulle ($\beta = 0^\circ$)

Les champs de contraintes asymptotiques, à l'extrémité de la fissure, en modes I et II purs, s'expriment (en coordonnées polaires) respectivement par :

$$\begin{cases} \sigma_{rr} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\frac{5}{4} \cos \frac{\theta}{2} - \frac{1}{4} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sigma_{\theta\theta} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\frac{3}{4} \cos \frac{\theta}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \\ \tau_{r\theta} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\frac{1}{4} \sin \frac{\theta}{2} + \frac{1}{4} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \end{cases} \quad \text{A.2}$$

$$\begin{cases} \sigma_{rr} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[-\frac{5}{4} \sin \frac{\theta}{2} + \frac{3}{4} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sigma_{\theta\theta} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[-\frac{3}{4} \sin \frac{\theta}{2} - \frac{3}{4} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ \tau_{r\theta} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left[\frac{1}{4} \cos \frac{\theta}{2} + \frac{3}{4} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \end{cases} \quad \text{A.3}$$

Supposons une propagation infinitésimale d'une fissure initialement inclinée d'un angle α par rapport à la direction de chargement, selon le chemin indiqué sur la figure A.2.a. En se plaçant dans le plan de la fissure, on a en début de propagation, la situation représentée sur la figure A.2.b.

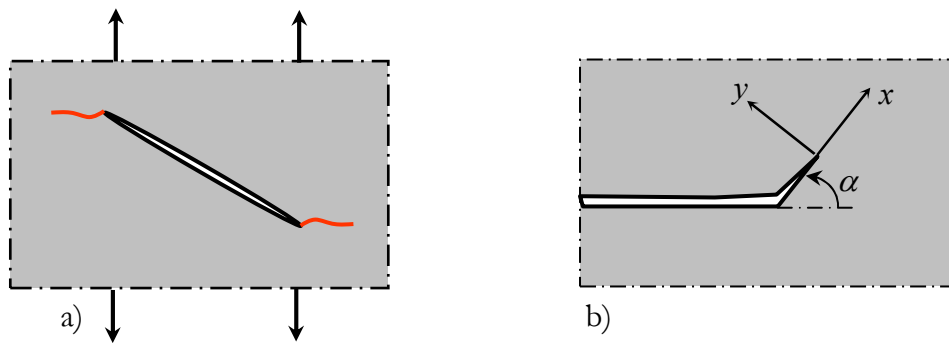


Figure A.2. : a) Fissure inclinée
b) Propagation selon un angle α par rapport au plan de la fissure

Les FIC locaux à l'extrémité de la déviation d'angle α , diffère des FIC K_I et K_{II} de la fissure initiale. Si on définit un repère local (x,y) , et qu'on somme les contraintes normales et tangentielles, les FIC en mode I et II à l'extrémité de la déviation, sont donnés par :

$$k_I(\alpha) = \sigma_{yy} \sqrt{2\pi r} = C_{11}K_I + C_{12}K_{II} \quad \text{A.4}$$

$$k_{II}(\alpha) = \tau_{xy} \sqrt{2\pi r} = C_{21}K_I + C_{22}K_{II} \quad \text{A.5}$$

où K_I et K_{II} sont donnés par les relations A.1 et les coefficients C_{ij} s'expriment, en se reportant aux relations A.2 et A.3, par :

$$\begin{cases} C_{11} = \frac{3}{4} \cos \frac{\alpha}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3\alpha}{2} \\ C_{12} = -\frac{3}{4} \sin \frac{\alpha}{2} - \frac{3}{4} \sin \frac{3\alpha}{2} \\ C_{21} = \frac{1}{4} \sin \frac{\alpha}{2} + \frac{1}{4} \sin \frac{3\alpha}{2} \\ C_{22} = \frac{1}{4} \cos \frac{\alpha}{2} + \frac{3}{4} \cos \frac{3\alpha}{2} \end{cases} \quad \text{A.6}$$

L'énergie de Griffith $G(\alpha)$ à l'extrémité de la déviation, s'exprime par :

$$G(\alpha) = \frac{k_I^2(\alpha) + k_{II}^2(\alpha)}{E} \quad \text{A.7}$$

Les valeurs de $G(\alpha)$ lorsque α et β varient, sont représentées sur la figure A.3.

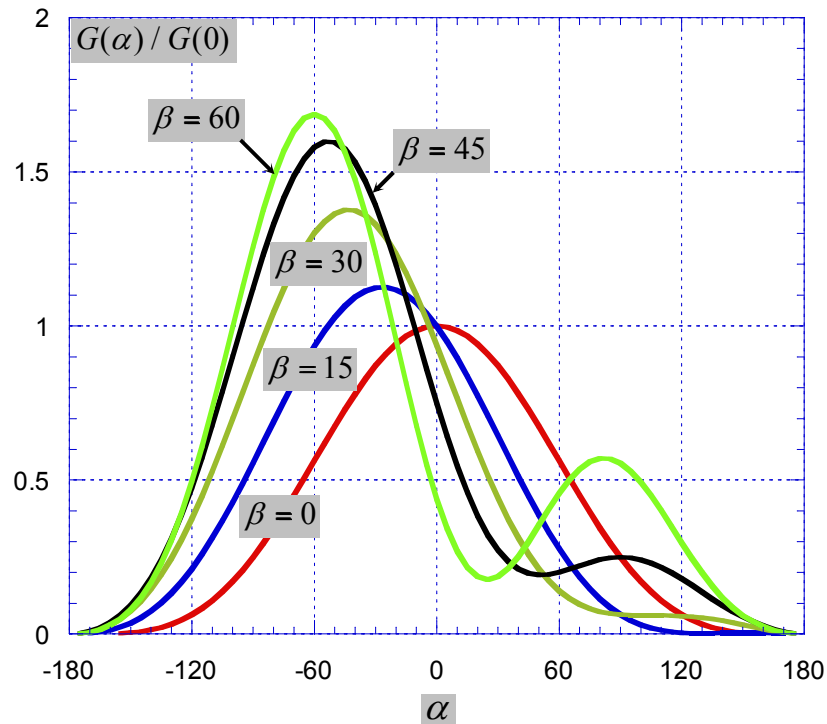


Figure A.3 : Variations de l'énergie de Griffith avec α , à différentes valeurs de β .

Les maximums de $G(\alpha)$ à β fixé, correspondent aux points où k_I est maximum et $k_{II} = 0$. Ainsi, le maximum de l'énergie de Griffith est donné par :

$$G_{\max} = \frac{k_I^2(\alpha^*)}{E} \quad \text{A.8}$$

où α^* est l'angle pour lequel les valeurs de l'énergie G et de k_I sont maximales et $k_{II} = 0$. Dans un matériau homogène, une fissure initialement inclinée d'un angle β se propagera en suivant une direction faisant l'angle α^* avec le plan initial de la fissure.

ANNEXE 2

Fissures courtes : chargements d'amplitude constante

N_i : nombre de cycles nécessaire pour détecter une fissure de taille a_0 N_R : nombre de cycles à rupture

N° éprouvette	R	σ_{app} (MPa)	σ_{max} (MPa)	a_o (μm)	a_p (μm)	N_i (Cycle)	N_R (Cycle)	Nombre de fissures suivies	Type de fissure	Front de fissuration (a/c)	Remarques
sp01	0,1	275	485	70	—	170 000	220 000	1	surface		
sp02	0,1	265	470	—	38	-----	—	1	surface		
sp03	0,1	250	440	33	—	275 000	404 000	5	surface		
sp04	0,1	230	410	—	78	-----	—	3	coin		
sp05	0,1	225	400	22	56	210 000	422 500	3	surface	0.8	
sp06	0,3	250	445	72	—	1 494 000	1 609 000	3	coin		
sp07	0,3	245	435	21	36	1 565 500	1 835 000	4	surface	0.8	
sp08	0,5	280	495	—	—	-----	non rupture*		—		*5.10 ⁶ cycles
sp09	0,5	275	490	—	—	-----	non rupture*		—		*5.10 ⁶ cycles
sp10	0,5	220	390	—	—	-----	non rupture*		—		*5.10 ⁶ cycles
sp11	0,5	240	420	36	—	270 000	1 070 000	3	surface	0.8	220 000 (R=1)
sp12	-1	140	440	64	—	39 900	59 400	8	surface	0.8	
sp13	-1	130	410	—	—	-----	49 700	4	coin		
sp14	-1	120	385	—	—	-----	114 000	3	coin		
sp15	-1	120	380	—	—	-----	143 000	5	surface	0.8	
sp16	-1	105	340	40	—	180 000	333 500	5	surface	0.8	
sp17	-1	100	310	19	30	300 000	598 500	2	surface	0.8	
sp18	-1	95	300	—	—	—	non rupture*		—		*5.10 ⁶ cycles
sp19	-1	85	270	—	—	—	non rupture*		—		*5.10 ⁶ cycles

Fissures courtes : chargements d'amplitude variable

N° éprouvette	Type	R	Rapport surcharge	$\sigma_{\max 0}$ (MPa)	$\sigma_{\max 1}$ (MPa)	$\sigma_{\max 2}$ (MPa)	σ_{eq} (MPa)	a_o (μm)	N_i (Cycle)	N_R (Cycle)	Nombre fissures suivies	Type de fissure
sp20	bloc1	-1	1,4	285	400	—	310	180	140 000	205 000	1	coin
sp21	bloc1	-1	1,4	305	425	—	335	30	170 000	282 500	3	surface
sp22	bloc2	-1	1,4	205	280	420	300	16	222 750	408 600	3	surface
sp23	croissant	-1	—	320	—	—	—	62	520 000	632 000	2	surface
sp24	décroissant1	-1	—	435	—	—	—	22	60 000	288 670	3	surface
sp25	décroissant2	-1	—	410	—	—	—	180	15 000	66 700	1	coin

Détails des chargements par paliers croissants et décroissants (décroissant1 et décroissant2).

croissant	N_{app} (Cycle)	200 000	20 000	20 000	20 000	80 000	30 000	110 000	40 000	60 000	15 000	15 000	5 000	3 000	6 000	2 000	4 000	2 300
	σ_{maxi} (MPa)	322	328	335	341	348	355	362	370	377	384	392	400	408	416	425	442	450
décroissant1	N_{app} (Cycle)	5 000	5 000	5 000	10 000	3 000	3 000	3 000	3 000	3 000	3 000	3 000	3 000	3 000	6 000	8 700		
	σ_{maxi} (MPa)	435	430	421	413	396	380	373	366	358	351	344	336	329	322	315		
décroissant2	N_{app} (Cycle)	10 000	10 000	20 000	40 000	70 000	30 000	20 000	10 000	10 000	10 000	10 000	10 000	38 670				
	σ_{maxi} (MPa)	410	400	390	381	371	360	353	344	332	325	318	311	297				

Fissures longues :

N° éprouvette	R	méthode	ΔK_0 ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	ΔK_{seuil} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	$\Delta K_{\text{seuil,eff}}$ ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	mesure d'ouverture
spl01	0,1	décroissante	15,73			extenso
spl02	0,1	décroissante	16,44			jauge
spl03	0,1	décroissante	13,77	6,57	4,73	extenso
spl04	0,3	décroissante	15,55	6,7		
spl05	0,3	décroissante	13,58	6,43	4,74	extenso
spl06	0,5	décroissante	13,69	5,42	4,25	jauge