



HAL
open science

Analyse microstructurale du concept de distance critique pour prédire le risque d'amorçage de fissures sous forts gradients de contraintes

Hugo Lannay

► **To cite this version:**

Hugo Lannay. Analyse microstructurale du concept de distance critique pour prédire le risque d'amorçage de fissures sous forts gradients de contraintes. Autre. Ecole Centrale de Lyon, 2023. Français. NNT : 2023ECDL0049 . tel-04549443

HAL Id: tel-04549443

<https://theses.hal.science/tel-04549443>

Submitted on 17 Apr 2024

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

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



ÉCOLE
CENTRALE LYON

N° d'ordre NNT : 2023ECDL0049

THESE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON

Présentée devant l'Ecole Centrale de Lyon

Ecole Doctorale Matériaux de Lyon
(Ecole Doctorale n°34)

Spécialité de doctorat : Matériaux

Soutenue publiquement le 11/12/2023 par :

Hugo LANNAY

Analyse microstructurale du concept de distance critique pour prévoir le risque d'amorçage de fissures sous forts gradients de contraintes en fretting

Devant le jury composé de :

Marion RISBET-VOITOT	Professeure, Université de Technologie de Compiègne	Présidente du jury
Gilbert HENAFF	Professeur, ISAE-ENSMA	Rapporteur
Thierry PALIN-LUC	Professeur, I2M, Arts & Métiers	Rapporteur
Thibaut CHAISE	Maître de conférences, INSA Lyon	Examineur
Siegfried FOUVRY	Directeur de recherche CNRS, Ecole Centrale de Lyon	Directeur de thèse
Bruno BERTHEL	Maître de conférences, Ecole Centrale de Lyon	Co-encadrant de thèse
Camille GANDIOLLE	Maître de conférences, CentraleSupélec	Co-encadrante de thèse
Pierre ARNAUD	Professeur Assistant, Mines Paris PSL	Invité

Résumé

Ce travail de recherche porte sur l'étude de l'impact de la microstructure sur le phénomène de fissuration dans le cas d'une sollicitation de fretting simple. Du fait des forts gradients de contraintes induits par le contact, les critères usuellement appliqués ont tendance à surestimer le risque d'amorçage de fissure, conduisant à un surdimensionnement des pièces métalliques dans l'industrie. La méthode de la distance critique propose une approche non-locale pour pallier ce problème.

La démarche de ces travaux de thèse repose sur un couplage expérimental/numérique permettant d'estimer la distance critique optimale pour différentes configurations (tailles de grains, gradients de contraintes, longueurs d'amorçage). Trois rayons de cylindre sont sélectionnés pour discuter l'effet du gradient de contraintes. Cinq tailles de grains d'un acier C35 sont obtenues par traitements thermiques et retenues pour étudier l'effet de la microstructure. Pour chacune, les caractéristiques mécaniques sont déterminées grâce à des essais de traction monotone, de dureté et de fatigue en traction-compression. Des essais cycliques plastiques sont réalisés pour identifier les lois de comportement élasto-plastique des matériaux.

Les essais de fretting simple cylindre/plan révèlent une différence de comportement en amorçage et en propagation pour les différentes microstructures – analogues à celle observable en fatigue – et pour les différents gradients. Les courbes de longueurs de fissure en fonction de l'amplitude de force tangentielle appliquée permettent de définir un seuil d'amorçage dépendant de la longueur critique d'amorçage considérée. Un calcul éléments finis 3D du contact est réalisé dans lequel est insérée une entaille représentative d'une fissure réelle obtenue après essai de fretting simple. Par une méthode d'identification inverse, les facteurs d'intensité des contraintes sont calculés et les propriétés d'arrêt de fissuration sont obtenues pour l'ensemble des microstructures.

Les seuils d'amorçage sont implémentés dans un calcul éléments finis 2D du contact afin d'estimer les champs de contraintes dans le matériau pour les différentes configurations. Le choix a été fait de considérer le critère de fatigue multiaxiale SWT comme critère pour déterminer la distance critique optimale. Si la distance critique semble stable avec le gradient de contraintes, une dépendance à la taille de grains est observée. Cette dépendance varie elle-même en fonction de la longueur critique d'amorçage choisie. Les résultats soulignent également l'importance de prendre en compte le caractère élasto-plastique du comportement de l'acier étudié pour rendre compte au mieux du phénomène d'amorçage en fretting.

Mots-clés : fretting, fatigue, microstructure, fissuration, amorçage, éléments finis, distance critique

Abstract

This research work focuses on the impact of microstructure on the fretting crack nucleation. Due to the high stress gradients induced by the contact, the fatigue criteria usually applied tend to overestimate the crack initiation risk, leading to the oversizing of metal parts in industry. The critical distance method describes a non-local approach to overcome this problem.

The process used in this thesis is based on an experimental/numerical coupling that enables the optimum critical distance to be estimated for different configurations (grain sizes, stress gradients, crack nucleation lengths). Three cylinder radii are selected to discuss the effect of the stress gradient. Five grain sizes of a C35 steel are obtained by heat treatment and selected to study the effect of the microstructure. For each, the mechanical properties are determined using monotonic tensile tests, hardness tests and tension-compression fatigue tests. Cyclic plastic tests are carried out to identify the elasto-plastic behaviour laws of the materials.

The cylinder/plane fretting tests reveal a difference in crack initiation and propagation behaviour for the different microstructures – similar to the one observed in fatigue – and for the different gradients. The curves of crack lengths as a function of the amplitude of the applied tangential load make it possible to define a nucleation threshold depending on the considered crack nucleation length. A 3D finite element calculation of the contact is carried out, in which a notch, representative of a real crack obtained after a fretting test, is inserted. Using an inverse identification method, the stress intensity factors are calculated and the crack arrest properties are obtained for all the microstructures.

The nucleation thresholds are implemented in a 2D finite element calculation of the contact to estimate the stress fields in the material for the different configurations. It was decided to use the SWT multiaxial fatigue criterion to determine the optimum critical distance. While the critical distance appears to be stable with stress gradient, a dependence on grain size is observed. This dependence varies with the chosen critical crack nucleation length. The results also highlight the importance of considering the elasto-plastic behaviour of the studied steel in order to best account for the fretting crack nucleation phenomenon.

Keywords: fretting, fatigue, microstructure, cracking, nucleation, finite elements, critical distance

Remerciements

Les travaux présentés dans ce manuscrit ont été réalisés au sein du Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) à l'École Centrale de Lyon avec un co-encadrement au Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay (LMPS) à CentraleSupélec. Ainsi, j'aimerais remercier toutes les personnes qui ont pu croiser ma route de près ou de loin au cours de ces trois années et qui m'ont permis d'arriver au bout de ce projet.

Merci Siegfried Fouvry pour votre appel en avril 2020 en plein confinement pour me proposer cette opportunité et pour avoir été mon directeur de thèse.

Merci Bruno Berthel, le meilleur encadrant que je pouvais espérer avoir. Merci pour tous les moments que tu as bloqués pour m'expliquer bon nombre de notions en fretting, fatigue, tribologie, mécanique des matériaux (et la liste est encore longue), pour ton aide à la mise en place de mes essais en thermographie IR (même s'il n'apparaissent finalement pas dans ce manuscrit) et pour tes nombreux conseils. Merci aussi énormément pour ton soutien dans mon parcours dans l'enseignement (en tant que vacataire puis en tant qu'ATER). Le jour où je serai maître de conférences ce sera en grande partie grâce à toi.

Merci Camille Gandiolle, toi qui, malgré la distance, as toujours été là pour me soutenir et me pousser dans la bonne direction. Merci pour ta réactivité à toute épreuve, ta présence et tes précieux conseils lors de nos points de thèse en visio et pour ton aide inestimable lors des phases de rédaction d'article et de manuscrit.

Merci aux personnes qui ont accepté de faire partie de mon jury de thèse. Merci Marion Risbet-Voitot d'en avoir été la présidente et d'avoir souri pendant presque trois heures. Vous avez été un soleil dans ce moment intense. Merci Thierry Palin-Luc pour votre rôle de rapporteur, pour vos nombreuses questions pertinentes bien que déstabilisantes et pour le temps accordé pour m'aider dans mes corrections. Merci Gilbert Hénaff pour avoir accepté d'être un de mes rapporteurs et pour l'échange constructif pendant ma soutenance. Et merci Thibaut Chaise pour être venu examiner mes travaux et pour avoir gardé mon nom dans un coin de ta tête ensuite.

Merci en suivant à ceux qui ont rendu l'accomplissement de cette thèse possible d'un point de vue technique.

Merci Olivier Graton pour avoir résolu mes trop nombreux problèmes de machine hydraulique, de tribofretting et de bouton lapin, et ce alors qu'une vingtaine d'autres personnes venaient t'embêter quotidiennement. Sans toi aucun de mes essais n'aurait vu le jour.

Merci Sellim Zerrouk pour ton temps accordé pour répondre à mes moult questions sur l'usinage, pour la réalisation de mes éprouvettes de fatigue alors que tu étais très occupé avec celles pour les TP et pour nos discussions matinales dans le bus 55.

Merci Nazario Morgado, le pilier du laboratoire, grâce à qui tous nos problèmes semblent se résoudre par magie. Tout nous paraît beaucoup plus simple quand tu es là. Merci pour ta disponibilité, ton savoir-faire et ta bonne humeur.

Merci Pierre Arnaud de m'avoir accueilli dans ton bureau au Centre des Matériaux, pour m'avoir aidé à réaliser mes essais cycliques plastiques et pour avoir effectué toutes l'identification des coefficients de mes lois plastiques. Sans toi, mon Chapitre VI n'existerait pas.

Merci Jan Negggers d'avoir fait partie de mon encadrement pendant la première moitié de ma thèse et d'avoir participé à toute la réflexion sur la mise en place de mes études de fretting et de fatigue. Merci aussi pour ton accueil chaleureux lors de ma première visite au LMPS.

Merci Gabriel Paramucchio d'avoir effectué ce stage de trois mois à mes côtés et d'avoir réalisé de nombreux essais de fretting et simulations numériques sous Zcracks pour déterminer les b_0 de mes microstructures. Tu as fait preuve d'une réflexion, d'une autonomie et d'une rigueur qui feront de toi un excellent ingénieur. Je te souhaite le meilleur dans la suite de ton parcours.

Merci Dominique Vincentelli pour ton travail de gestionnaire et pour ton engagement social qui est force d'admiration. Merci Laurine Magnin d'avoir courageusement repris sa suite et de réaliser un travail formidable.

Merci à vous et à toutes les personnes que j'oublie mais qui m'ont aidé à un moment ou un autre. Le temps et l'énergie que vous m'avez accordés sont inestimables.

Merci également à toutes celles qui ont maintenu ma santé mentale à flot au cours de ces trois années éprouvantes.

Merci aux « moins jeunes » de la fretting team qui m'ont donné toutes les clés pour réussir au mieux. Merci Julien et Jean pour m'avoir formé sur toutes les machines et les codes python. Merci Benjamin, le plus beau des doctorants, d'avoir toujours douté de la distance critique et pour les chouettes moments en conférence. Merci Soha, la personne la plus gentille de l'équipe à n'en point douter. Merci d'avoir toujours été là pour venir en aide aussi bien aux

doctorant-es qu'aux stagiaires, tu es fabuleuse. Merci évidemment Sébastien pour tes réflexions scientifiques toujours très pertinentes, pour ces moments partagés au labo et en dehors et pour cette porte que tu as ouverte en moi vers le végétarisme et au-delà.

Merci à mes camarades de promo, Pauline, Mélody, Théo et Alexandre (si j'inclus tout le D4), qui ont vécu leur thèse en même temps que la mienne au sein de l'équipe. On en aura eu des moments de doute, de détresse et de craquages psychologiques mais on aura tenu toustes ensemble et ça c'est beau. J'espère que vos aventures respectives vous emmèneront sur des chemins qui vous plaisent et que nous aurons l'occasion de nous recroiser autour d'un verre.

Merci aussi aux nouvelles têtes, Timothée, Laura, Clément, Mohammed et Morgan, avec qui j'ai pu passer d'excellents moments *via* des échanges scientifiques ou des sorties au bar. Donnez tout, vous aller réussir avec brio votre thèse, je n'en doute pas.

Merci à toute la team du soleil, Pauline, Mélody, Sébastien, Yann, Mathilde, Quentin et Alexandre. Nos déjeuners sur l'herbe ont été la source de nombreuses discussions aussi techniques que débiles parfois, j'ai découvert beaucoup de choses grâce à vous. Merci pour ces moments de détente, de rires, de joie et de sécrétion de mélatonine intense. Merci en particulier Quentin pour tes conseils et moult anecdotes qui ont rendu mes débuts dans le monde de l'enseignement moins flous.

Merci enfin à l'ensemble du bureau des gagnantes. Merci Fadlallah, tu mérites clairement ton titre de post-doctorant sage de par ton expérience sur le monde académique et sur les bonnes adresses de Lyon. Merci Mélody, la plus rococo d'entre nous (quoi que ça veuille dire), pour ton énergie au quotidien malgré les galères et pour nous avoir motivé-es à faire du sport. Merci Pauline, ma « pire collègue », pour ta bienveillance absolue, ta créativité infinie et tes nombreux tests culinaires dont nous avons eu le plaisir d'être des cobayes.

Merci à vous et à toustes les autres doctorant-es, stagiaires, postdocs, ingénieur-es, technicien-nes, enseignant-es et membres du personnel qui ont rendu ces trois années plus douces.

Merci pour finir aux personnes qui m'ont soutenu et me soutiennent encore en dehors du cadre de la thèse. Merci à mes parents et mes frères et sœur qui ont toujours cru en moi dans tous les choix de ma vie. Merci à mes amis de lycée, de prépa, de Centrale ou d'ailleurs, vous êtes le meilleur antidépresseur du monde. Merci Emma d'avoir accepté ce pari fou de vivre à mes côtés, tu es merbulleuse <3

Et merci à toi d'avoir lu ces remerciements, certainement doctorant-e, stagiaire ou élève de master au bout de sa vie en pleine phase de bibliographie. Courage !

Table des matières

Résumé	3
Abstract.....	4
Remerciements.....	5
Nomenclature	13
Introduction générale	17
I. Chapitre I Etat de l'art	20
I.1. Introduction.....	21
I.2. Fretting	21
I.2.1. Définition du fretting.....	21
I.2.2. Conditions de glissement	23
I.2.3. Chargement en glissement partiel	26
I.3. Processus de fissuration	27
I.3.1. Amorçage d'une fissure.....	27
I.3.2. Propagation	29
I.3.3. Arrêt de fissuration.....	33
I.4. Prédiction du risque d'amorçage des fissures.....	35
I.4.1. Approche locale	35
I.4.2. Approches non-locales	41
I.4.3. Approximation de Taylor	44
I.5. Effet microstructure	47
I.5.1. Impact sur la tenue en fatigue.....	47
I.5.2. Impact sur l'amorçage en fretting.....	51
I.6. Conclusion	52
II. Chapitre II Matériaux.....	55
II.1. Introduction	56
II.2. Choix du matériau	56
II.3. Microstructure de l'acier C35	58
II.3.1. Traitements thermiques réalisés.....	58

II.3.2. Mesure de la taille de grain	59
II.4. Caractérisation mécanique monotone	62
II.4.1. Traction monotone	62
II.4.2. Dureté	65
II.5. Caractérisation cyclique	67
II.5.1. Principe des essais de fatigue	67
II.5.2. Fatigue en traction-compression	69
II.7. Conclusion	71
III. Chapitre III Amorçage de fissure sous fretting simple	74
III.1. Introduction	75
III.2. Protocole expérimental	75
III.2.1. Principe des essais de fretting	75
III.2.2. Expertise des fissures	80
III.3. Etude paramétrique	83
III.3.1. Influence de la microstructure	84
III.3.2. Influence du gradient de contraintes	86
III.4. Longueur critique d'amorçage	89
III.5. Conclusion	91
IV. Chapitre IV Comportement en arrêt de fissuration	94
IV.1. Introduction	95
IV.2. Rappels sur l'arrêt de fissuration	95
IV.3. Méthode inverse	97
IV.3.1. Modèle 3D avec entaille	98
IV.3.2. Diagramme de Kitagawa-Takahashi et paramètre d'El Haddad	103
IV.4. Résultats	104
IV.5. Conclusion	107
V. Chapitre V Stabilité de la méthode de la distance critique	110
V.1. Introduction	111
V.2. Principe de la démarche de détermination de la distance critique	111
V.2.1. Processus complet	111
V.2.2. Modélisation 2D du contact	114

V.2.3. Estimation de la distance critique	117
V.3. Effet microstructure	120
V.4. Stabilité de la méthode vis-à-vis du gradient de contraintes	126
V.5. Conclusion	130
VI. Chapitre VI Prise en compte de la plasticité.....	133
VI.1. Introduction.....	134
VI.2. Identification de la loi de comportement élasto-plastique	134
VI.2.1. Essais expérimentaux	134
VI.2.2. Lois de plasticité cyclique	137
VI.2.3. Implémentation numérique	140
VI.3. Stabilité vis-à-vis du gradient de contraintes.....	143
VI.4. Effet microstructure	145
VI.5. Discussion	148
VI.5.1. Effet de la plasticité	148
VI.5.2. Impact de la microstructure et de la longueur d’amorçage	149
VI.5.3. Taille de grains moyenne vs taille de grains de ferrite	154
VI.6. Conclusion	155
Conclusion générale	158
Caractérisation mécanique complète du comportement des matériaux.....	158
Fissuration sous chargement de fretting simple	159
Détermination de la longueur critique d’amorçage.....	160
Stabilité de la méthode de la distance critique	160
Perspectives.....	162
Références	165
Annexes	174
A.1. Résultats bruts de fatigue	175
A.2. Résultats bruts de fretting cylindre/plan	177
A.3. Calcul de l’erreur sur la distance critique.....	185

Nomenclature

- a : demi-largeur de contact (mm)
- b : longueur projetée de fissure (μm)
- b_0 : transition fissures courtes / fissures longues (μm)
- b_{CN} : longueur de fissure à l'amorçage (μm)
- b_{gr} : distance sur laquelle est calculé le gradient de contraintes $\bar{\nabla}\sigma_{H,max}$
- c : demi-largeur de la zone collée (mm)
- d : taille moyenne des grains (μm)
- d_f : taille moyenne des grains de ferrite (μm)
- d_p : taille moyenne des grains de perlite (μm)
- E : module d'Young (GPa)
- $E\%$: erreur moyenne des courbes de tendance sur la distance critique
- f : fréquence d'essai cyclique (Hz)
- f_a : fréquence d'acquisition des caméras (Hz)
- F_n : force normale (N)
- F_t : force tangentielle (N)
- G : taux de restitution d'énergie (MPa.m)
- HB : dureté Brinell
- HV : dureté Vickers
- $\sqrt{J_{2,a}}$: amplitude de la fluctuation des chargements déviatoriques durant le cycle
- K : facteur d'intensité des contraintes (FIC) (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
- K_i : facteur d'intensité des contraintes associé au mode i ($i = I, II$ ou III) (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
- $\ell = \ell_{PM}$: distance critique selon la méthode du point (μm)
- ℓ_{LM} : distance critique selon la méthode de la ligne (μm)
- ℓ_{VM} : distance critique selon la méthode de l'aire ou du volume (μm)
- $\ell_{(b_{CN})}$: distance critique associée à une longueur d'amorçage b_{CN} (μm)
- L : longueur du contact cylindre/plan (mm)
- N : nombre de cycles (fretting et fatigue)
- N_{max} : nombre maximum de cycles en fatigue (équivalent à une durée de vie infinie)

p : pression (MPa)
 P : effort normal (N/mm)
 q : cisaillement (MPa)
 Q : effort tangentiel (N/mm)
 Q^* : amplitude d'effort tangentiel (N/mm)
 Q_0^* : amplitude d'effort tangentiel associé au seuil d'amorçage $b_{CN} = 0\mu\text{m}$ (N/mm)
 Q_{th}^* : amplitude d'effort tangentiel associée à l'amorçage (N/mm)
 $Q_{th,(b_{CN})}^*$: amplitude d'effort tangentiel associée à une longueur d'amorçage b_{CN} (N/mm)
 R : rapport de charge en fatigue
 R_c : rayon de cylindre (mm)
 R_{iso} : variable d'érouissage isotrope
 R_K : rapport des facteurs d'intensité des contraintes
 $\bar{\sigma}$: partie déviatorique du tenseur des contraintes $\bar{\sigma}$
 x : distance au centre du contact (mm)
 \bar{X} : variable d'érouissage cinématique
 Y : facteur géométrique de la fissure
 z : profondeur sous le contact (mm)
 α_b : pente de la courbe de tendance de fretting ($\mu\text{m}\cdot\text{mm}/\text{N}$)
 Γ_{SWT} : paramètre SWT (MPa)
 δ : déplacement relatif (μm)
 δ^* : amplitude de déplacement relatif (μm)
 ΔK : amplitude du facteur d'intensité des contraintes (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
 ΔK_{th} : amplitude seuil d'arrêt de fissuration du FIC (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
 ΔK_0 : amplitude seuil d'arrêt de fissuration du FIC associée aux fissures longues (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
 ε : déformation
 σ : contrainte (MPa)
 $\bar{\sigma}$: tenseur des contraintes
 σ_d : limite de fatigue (MPa)
 $\sigma_{d,-1}$: limite de fatigue en traction-compression avec $R = -1$ (MPa)
 σ_{eq} : contrainte équivalente (MPa)
 $\sigma_{H,max}$: pression hydrostatique maximale (MPa)

σ_{ij} : contrainte dans le plan de normale i suivant la direction j (MPa)

σ_{max} : contrainte maximale en fatigue (MPa)

σ_{min} : contrainte minimale en fatigue (MPa)

σ_{SWT} : contrainte équivalente du critère SWT (MPa)

σ_{VM} : contraintes de Von Mises (MPa)

σ_y : limite d'élasticité à 0.2% (MPa)

σ_{UTS} : contrainte ultime en traction (MPa)

μ : rapport de fretting Q^*/P

μ_{GT} : coefficient de frottement en glissement total

μ_t : coefficient de frottement à la transition entre glissement partiel et glissement total

τ_d : limite de fatigue en torsion alternée (MPa)

ν : coefficient de Poisson

ψ_ℓ : rapport distance critique sur transition fissures courtes / fissures longues ℓ/b_0

$\bar{\nabla}\sigma_{H,max}$: gradient de contraintes en terme de pression hydrostatique (MPa/ μm)

Introduction générale

Dans l'industrie, les assemblages de pièces permettent le maintien de structures et la transmission des efforts. Ainsi, des pièces en contact les unes avec les autres sont soumises à des sollicitations parfois très importantes. Du fait de la géométrie des assemblages et des efforts qui leur sont appliqués, des endommagements peuvent apparaître au sein des matériaux. En particulier, le fait d'avoir des pièces en contact qui se déplacent les unes par rapport aux autres (à cause des vibrations par exemple) peut induire un phénomène de frottement appelé fretting. Ce dernier peut être à l'origine de l'amorçage de fissure dans la zone de contact ou bien l'usure des surfaces des matériaux. Associée à des chargements macroscopiques cycliques (comme la fatigue), la fissuration entraîne la rupture complète des pièces.

Afin de prévenir de tels endommagements pouvant être fatals dans certains cas (autant pour la structure que pour les utilisateurs), des méthodes ont été mises en place pour tenter de déterminer la durée de vie des assemblages. Des critères de fatigue multiaxiale ont ainsi été développés pour prédire le risque d'amorçage et de rupture dans ces configurations de sollicitations cycliques. Or, si ces critères sont fiables dans le cas général, la présence de forts gradients de contraintes – induits par le phénomène de fretting – entraîne une surestimation du risque d'amorçage et donc un surdimensionnement des pièces métalliques.

Pour pallier ce problème, plusieurs méthodes ont été développées en laboratoire et dans l'industrie. On peut citer notamment l'approche par volume élémentaire ou la théorie de la distance critique. Cette dernière a été souvent mise en place de par sa simplicité d'application grâce à l'approximation donnée par Taylor. Cependant, cette approximation ne prend pas en compte l'effet de la taille de la microstructure, ni celle de la valeur du gradient.

L'objectif de ces travaux de thèse est donc d'étudier l'amorçage de fissure en fretting en s'intéressant à la stabilité de la méthode de la distance critique vis-à-vis de la taille de grains et du gradient de contraintes imposé. Le présent manuscrit, articulé en six chapitres, détaillera l'ensemble de la démarche et des résultats visant à répondre à cette problématique.

Le premier chapitre présente une revue de la littérature s'axant principalement autour du phénomène de fissuration en fretting. Une définition de la sollicitation de fretting et des conditions de glissement est apportée pour ensuite s'attarder sur les principes d'amorçage, de propagation et d'arrêt d'une fissure. La méthode de la distance critique est détaillée ainsi que les limites liées à l'approximation de Taylor. Enfin, un état de l'art sur la prise en compte de la microstructure en fissuration est présenté.

Le chapitre II justifie le choix de l'acier C35 comme matériau d'étude et introduit les différents traitements thermiques réalisés pour faire varier la taille de sa microstructure. Il expose ensuite les différents essais permettant la caractérisation mécanique (monotone et cyclique) pour chacune des microstructures retenues.

Le troisième chapitre présente le protocole expérimental complet depuis les essais de fretting cylindre/plan jusqu'à l'expertise pour révéler et mesurer les fissures au sein du matériau. Les résultats de longueurs de fissure en fonction des conditions de chargement sont donnés pour différentes tailles de grains de l'acier C35 et différents rayons de cylindre. La notion de longueur critique d'amorçage est alors définie.

Le quatrième chapitre applique une méthode inverse pour déterminer les paramètres d'arrêt de fissuration en se basant sur les résultats du chapitre précédent. Cette identification se fait grâce à un modèle éléments finis 3D du contact dans lequel une entaille est insérée.

Le chapitre V développe la méthodologie complète du calcul de la distance critique optimale en s'attardant sur la modélisation éléments finis 2D élastique du contact et le calcul du champ de contrainte SWT. Les résultats de distance permettent une première discussion sur l'effet de la microstructure et du gradient de contraintes et mettent surtout en lumière l'importance de considérer le caractère élasto-plastique du comportement des matériaux.

Le dernier chapitre reprend ainsi l'ensemble du processus en réalisant des simulations numériques élasto-plastiques du contact. Pour se faire, les lois de comportements cycliques sont identifiées pour les différentes microstructures étudiées. A nouveau, l'effet de la taille de grains et du gradient de contraintes sur la stabilité de la méthode de la distance critique est discuté au regard de ces nouveaux résultats.

Chapitre I

Etat de l'art

I.1. Introduction

Ce premier chapitre propose une revue de la littérature sur la problématique de l’amorçage et de la propagation de fissures sous chargement de fretting simple. Il sera développé en quatre parties.

Tout d’abord, plusieurs définitions seront apportées pour permettre la compréhension des chapitres suivants. Le phénomène de fretting sera introduit et détaillé en s’attardant sur les conditions de glissement qui favorisent soit la fissuration soit l’usure et sur le chargement multiaxial que cela entraîne.

La deuxième partie présentera l’ensemble du processus de fissuration depuis l’amorçage dû aux forts gradients de contraintes sous le contact jusqu’à la propagation dans le volume du matériau. L’arrêt de fissuration sera aussi explicité en s’appuyant sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi.

En suivant, plusieurs méthodes de prédiction du risque d’amorçage de fissure seront détaillées avec les critères de fatigue multiaxiale. L’approche locale et ses limites seront présentées. En suivant, des exemples d’approches non-locales seront données et en particulier la méthode de la distance critique telle que décrite par Taylor.

Enfin, dans la dernière partie, l’effet de la microstructure sur la fissuration sera explicité, d’abord en fatigue puis en fretting simple.

I.2. Fretting

I.2.1. Définition du fretting

Introduit pour la première fois en 1911 par Eden *et al.* [1], la notion de fretting désigne la sollicitation entre deux corps en contact soumis à un débattement relatif oscillant de petite amplitude. Ce phénomène se distingue du glissement alterné (Figure I-1) par le fait que l’amplitude de déplacement relatif δ^* doit être inférieure à la demi-largeur de contact a . Cette définition du fretting a été formalisée par Fouvry [2] qui a introduit le paramètre e suivant qui, dans le cas du fretting, vérifie :

$$e = \frac{\delta^*}{a} < 1 \quad (\text{I-1})$$

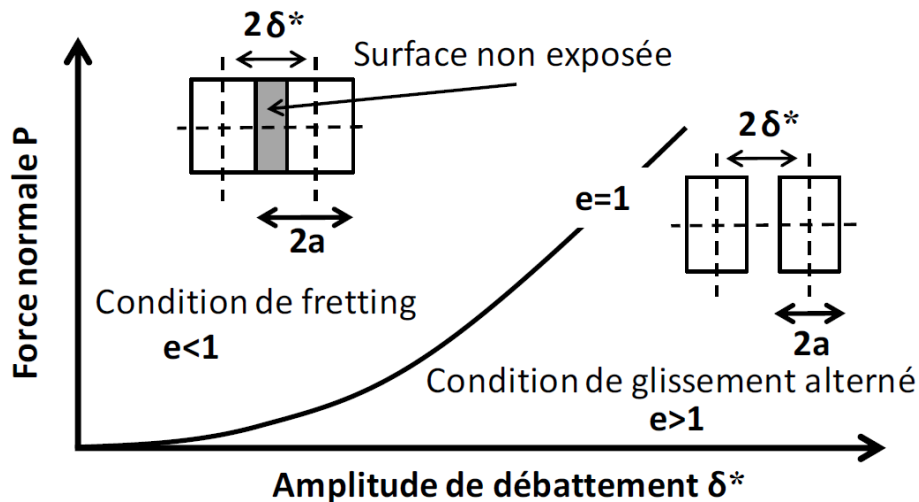


Figure I-1 : Distinction entre fretting et glissement alterné (d'après [2])

La sollicitation de fretting se retrouve généralement au niveau des assemblages (boulonnés, rivetés, frettés, ...) pour lesquels des déformations relatives peuvent provoquer des microdéplacements aux interfaces. Elle peut entraîner une défaillance prématurée des pièces car elle est à l'origine de dégradations du matériau telles que la fissuration, l'usure, voire la rupture complète.

Les contacts réels issus de structures ont souvent des géométries complexes et sont difficiles à reproduire expérimentalement, c'est pourquoi, expérimentalement, trois configurations simplifiées représentatives sont majoritairement utilisées en laboratoire (Figure I-2) :

- **Contact sphère/plan** – Facile à mettre en place (puisque pas d'alignement) et complètement décrit par le formalisme de Hertz [3] et par Mindlin [4] et Cattaneo [5], il est très utilisé pour étudier les phénomènes d'usure mais peu pour la fissuration ;
- **Contact cylindre/plan** – Nécessitant un unique alignement et plus facile à simuler numériquement avec une modèle éléments finis 2D, il est également décrit complètement par la théorie de Hertz [6] et par Mindlin [4] ;
- **Contact plan/plan** – Avec une mise en place plus compliqué (deux alignements) et une discontinuité sévère au niveau des bords, ces essais rendent cependant le mieux compte des contacts réels.

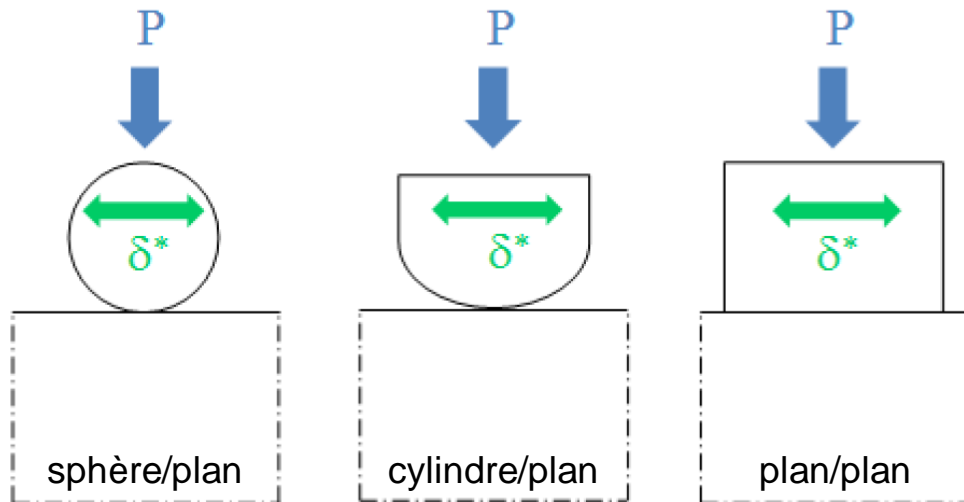


Figure I-2 : Configurations géométriques utilisées pour effectuer des essais de fretting simple (d'après [7])

1.2.2. Conditions de glissement

Pour une géométrie de contact donnée, les principaux paramètres à prendre en compte dans un essai de fretting simple sont la force normale P et le débattement tangential alterné entre les deux contre-corps en contact δ . Ce déplacement induit un effort tangentiel Q d'un point de vue macroscopique et des champs de pression et de cisaillement au sein des matériaux. Les amplitudes correspondantes au débattement et à la force tangentielle sont respectivement notées δ^* et Q^* (Figure I-3). La géométrie de contact est généralement choisie afin de reproduire les paramètres importants en tribologie : taille de contact, pression maximale de contact, gradient de contraintes...

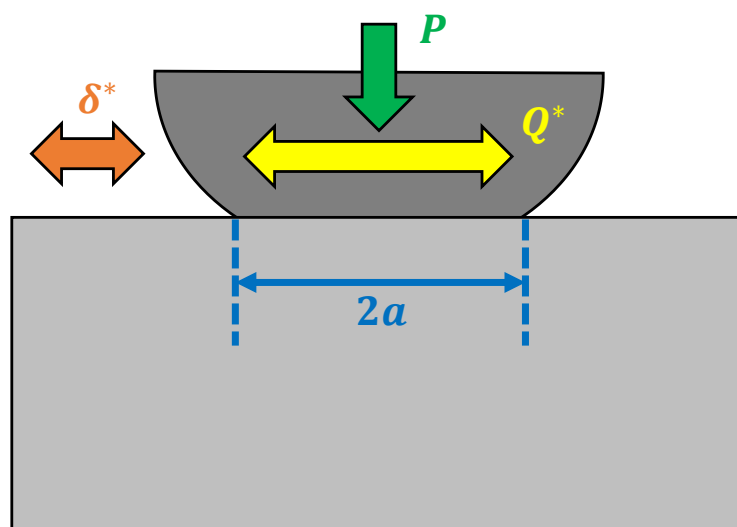


Figure I-3 : Schéma d'un contact cylindre/plan soumis à une sollicitation de fretting

Cette sollicitation de fretting peut être caractérisée en traçant la courbe de l'évolution de l'amplitude de force tangentielle Q^* en fonction de l'amplitude de débattement δ^* (Figure I-4). Deux régimes principaux de fretting peuvent être distingués en fonction de l'amplitude de débattement :

- **Glissement partiel** – Pour des amplitudes δ^* inférieures à la valeur de transition δ_t , on observe une mise en glissement locale du contact. Dans cette condition, une partie du contact est en glissement (zone glissante) quand le centre du contact reste collé (zone collée). On remarque que la boucle de fretting $Q = f(\delta)$ est un cycle d'hystérésis elliptique. Q^* et δ^* sont liés dans ce domaine de glissement ;
- **Glissement total** – Quand δ^* dépasse le seuil δ_t , le glissement est généralisé à l'ensemble du contact (il n'y a plus de zone collée). Néanmoins, une partie de la zone glissante reste toujours piégée sous le contact. La boucle de fretting s'ouvre pour prendre une forme de parallélogramme. On a alors que Q^* prend une valeur fixe qui ne dépend plus de δ^* :

$$Q^* = \mu_{GT} \cdot P \quad (X)$$

Avec μ_{GT} le coefficient de frottement définie par la loi de Coulomb.

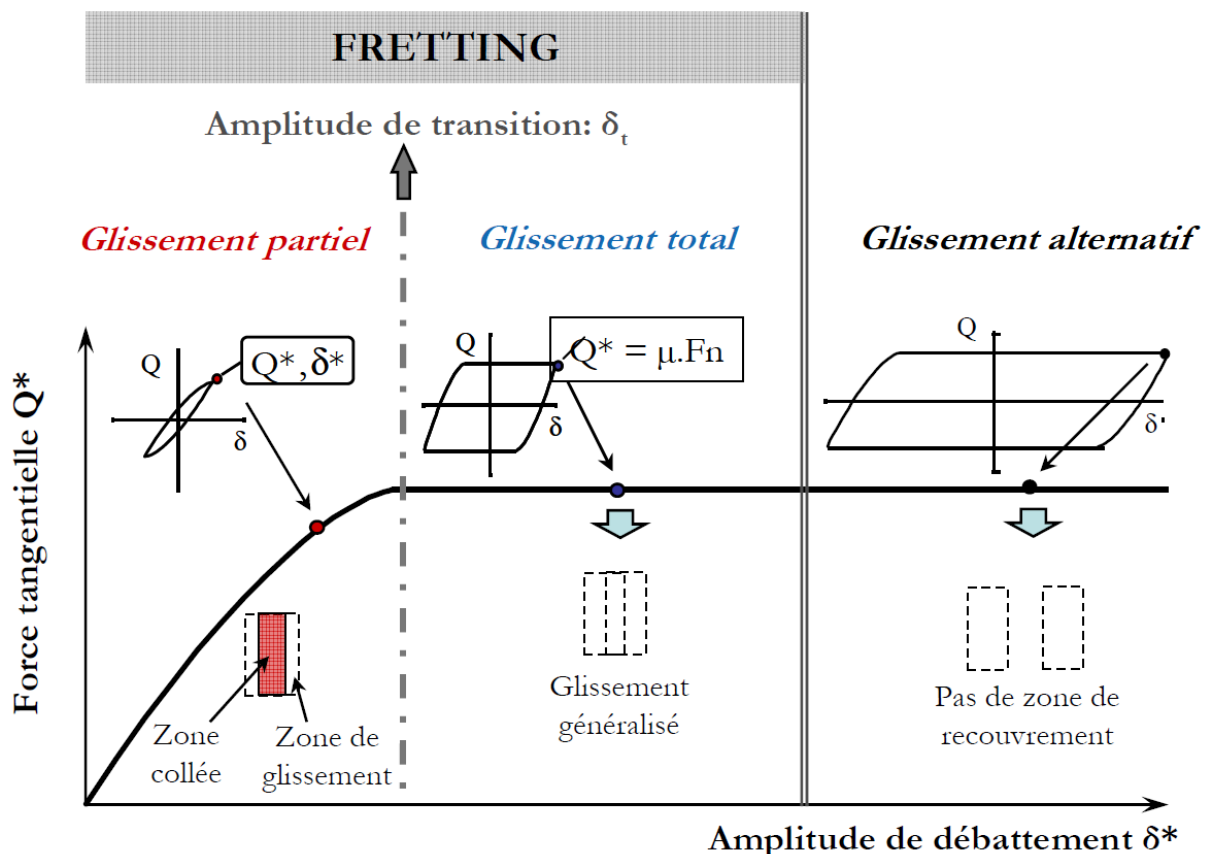


Figure I-4 : Régimes de glissement (à effort normal P fixé) [8]

Ces régimes de sollicitations peuvent entraîner divers types d'endommagement :

- **Fissuration** – Principal endommagement en régime de glissement partiel. Dans le cas du fretting simple, sans autre sollicitation, des fissures peuvent s'amorcer au niveau du contact sur de courtes distances avant de s'arrêter lorsque les contraintes en profondeur ne sont plus suffisantes pour permettre la propagation. Associé à une sollicitation globale de fatigue, le fretting peut entraîner la rupture totale et brutale du matériau ;
- **Usure** – Induite par un débattement plus important, elle se traduit par un enlèvement de matière important et une énergie dissipée non nulle. Ce phénomène entre en compétition directe avec la fissuration puisque l'usure retire de la matière et donc une potentielle fissure amorcée avant qu'elle n'ait le temps de se propager ;
- **Grippage** – Résultant d'une adhésion forte entre les deux matériaux ou de la présence importante de débris, il peut conduire à l'arrêt total du mouvement relatif et entraîner un blocage complet de mécanismes.

Dans le cas où on s'intéresse à l'amorçage de fissure, on se place préférentiellement en régime de glissement partiel. Dans cette configuration, deux zones distinctes apparaissent sur la trace de fretting (Figure I-5) : la zone collée au centre (de taille $2c$) et les zones glissantes sur les bords de contact (de taille $a - c$). Les fissures s'amorcent en bordure de contact, de part et d'autre du contact, et parfois des fissures secondaires apparaissent dans les zones glissantes dans le cas de fortes sollicitations.

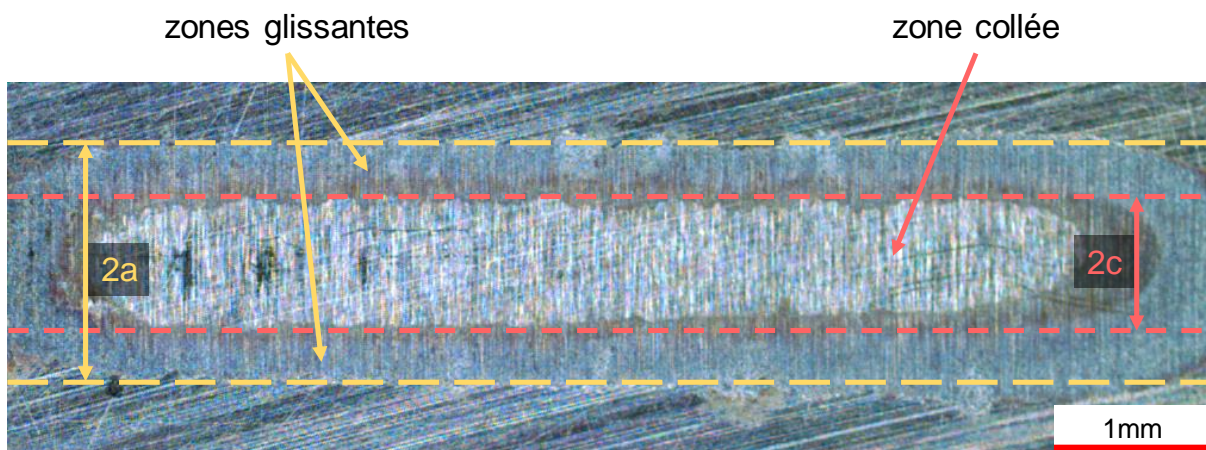


Figure I-5 : Trace de fretting avec distinction entre la zone collée et les zones glissantes

1.2.3. Chargement en glissement partiel

Dans ce travail, nous nous intéressons au phénomène de fissuration. Le choix a ainsi été fait de se placer dans le cas du glissement partiel qui sera étudié dans la suite de ce paragraphe. La sollicitation de fretting induit une distribution de contraintes particulière sous le contact. Tout d'abord, le contact imposé par la force normale P est à l'origine de la distribution de pression en surface telle que décrite par le formalisme de Hertz [3] et tracée en Figure I-6.

En rajoutant un effort tangentiel d'amplitude Q^* inférieure à la condition de glissement total, une contrainte de cisaillement est créée au sein des matériaux en contact suivant la distribution énoncée par Mindlin [4] et présentée en Figure I-6. On remarque que le maximum de contrainte de cisaillement se situe entre la zone collée et la zone glissante.

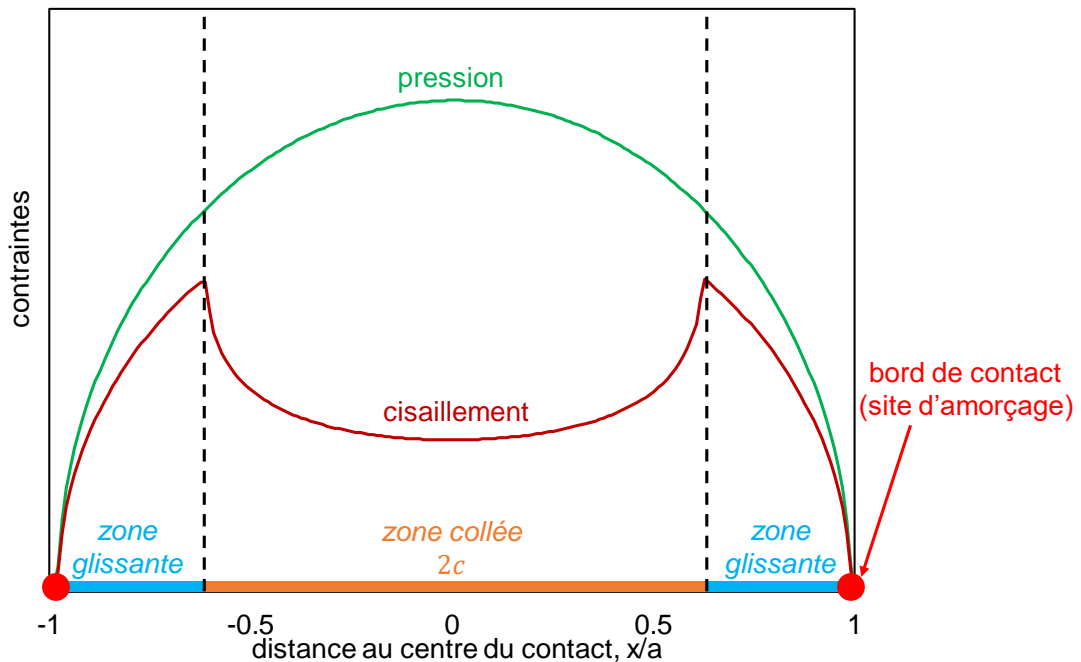


Figure I-6 : Distribution des contraintes de pression et de cisaillement en surface, le long d'un contact soumis à une sollicitation de fretting en glissement partiel

Il est également possible de tracer la distribution des contraintes en profondeur dans le volume des matériaux (Figure I-7). Il apparaît que, même si la contrainte peut être forte localement sous le contact au niveau des « points chauds », elle diminue rapidement en profondeur. On parle alors de gradient de contrainte.

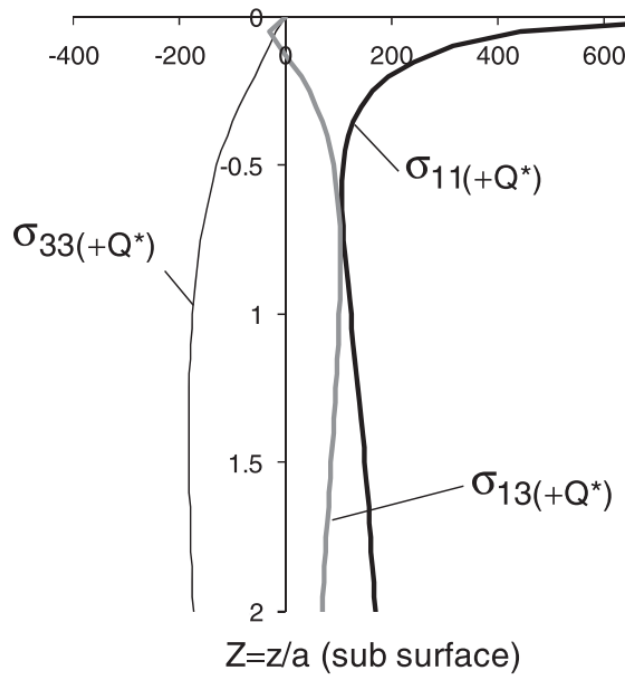


Figure I-7 : Distribution des contraintes en profondeur sous le bord de contact dans le cas d'une sollicitation de fretting-fatigue [9]

De par la géométrie du problème, cette sollicitation alternée de contact entraîne dans le matériau une sollicitation cyclique multiaxiale avec un fort gradient de contraintes. Celle-ci peut induire une plasticité cyclique du matériau [10] dont la conséquence est l'amorçage puis la propagation de fissures telles que décrites dans les parties suivantes.

I.3. Processus de fissuration

De manière générale, la fissuration d'un matériau – qui peut mener à sa rupture complète – se divise en deux phases principales : l'amorçage et la propagation jusqu'à l'arrêt de fissuration ou la rupture du matériau [11]. La première caractérise l'apparition de la fissure (souvent en surface) quand la seconde décrit sa croissance au sein du volume du matériau. Ces deux phases seront détaillées dans les sous-parties suivantes.

I.3.1. Amorçage d'une fissure

Il y a quatre réponses possibles d'un matériau métallique à une sollicitation cyclique à amplitude de contrainte constante (comme c'est le cas pour le fretting) : la réponse élastique, l'adaptation, l'accommodation et l'effet de Rochet (Figure I-8) [11].

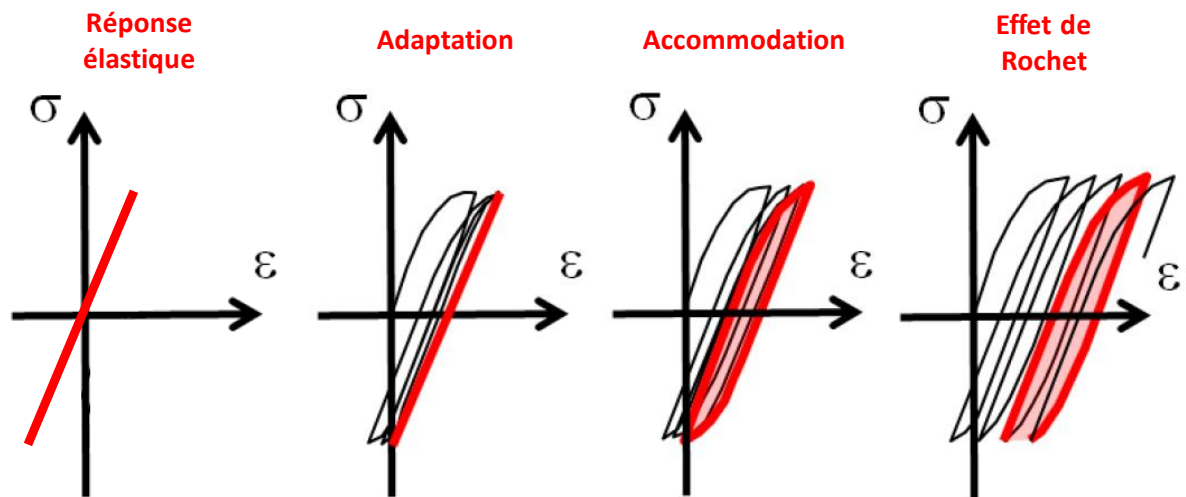


Figure I-8 : Schéma des quatre réponses possibles à une sollicitation cyclique à amplitude de contrainte constante (d'après [12])

Dans le cas particulier du fretting, la géométrie du contact couplée à une sollicitation cyclique multiaxiale entraîne de forts gradients de contraintes en bords de contact, ce qui induit une micro-plasticité cyclique très localisée, elle-même à l'origine de l'amorçage de fissure.

Les fissures amorcent ainsi en bord de contact avec un angle d'environ 45° par rapport à la normale à la surface de contact avant de se propager (Figure I-9).

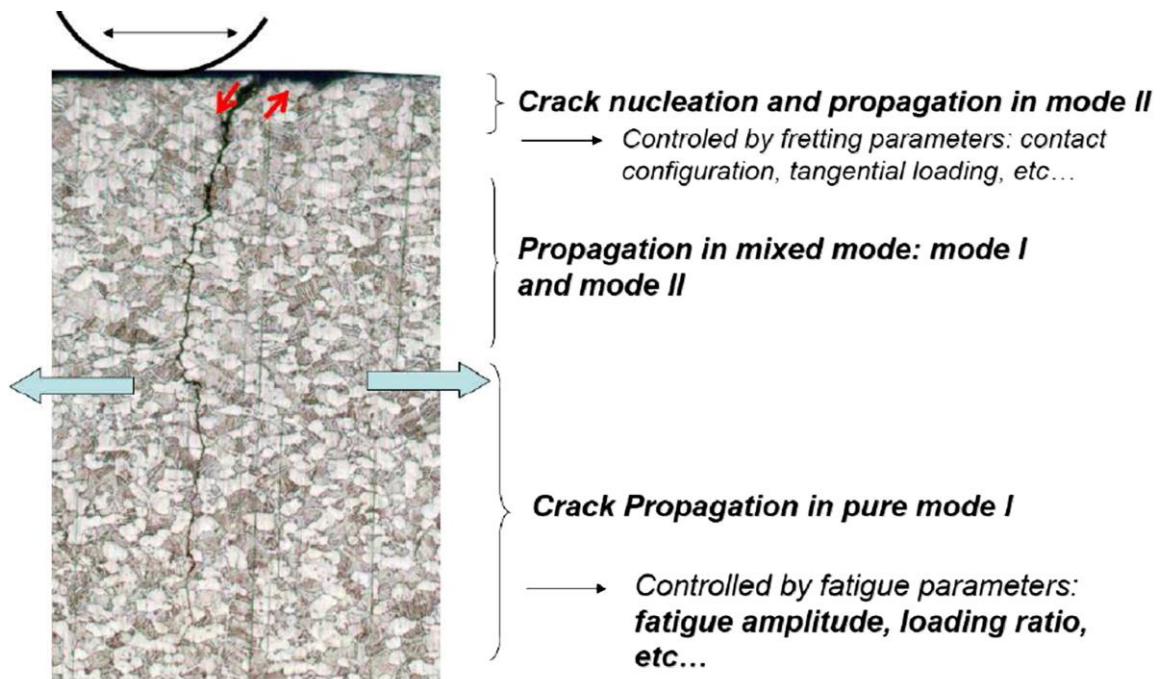


Figure I-9 : Exemple d'amorçage et de propagation d'une fissure en fretting-fatigue [13]

Le paramètre important à considérer pour caractériser l'amorçage est la longueur critique d'amorçage. Dans la littérature scientifique, cette longueur est souvent fixée de façon empirique à une valeur non nulle ($10\mu\text{m}$, $20\mu\text{m}$, $50\mu\text{m}$, ...) [14–16] en prenant en compte la limite de détection par microscope optique et les dimensions de la microstructure.

1.3.2. Propagation

Cette phase d'amorçage est suivie d'une phase de propagation qui peut elle-même être divisée en deux étapes en fonction des modes de propagation à l'œuvre.

Il existe trois modes principaux pour caractériser la propagation d'une fissure (Figure I-10). Le mode activé dépend de la sollicitation locale appliquée à la fissure, ce qui résulte de la position et de la forme de la fissure dans le volume du matériau par rapport aux sollicitations en présence.

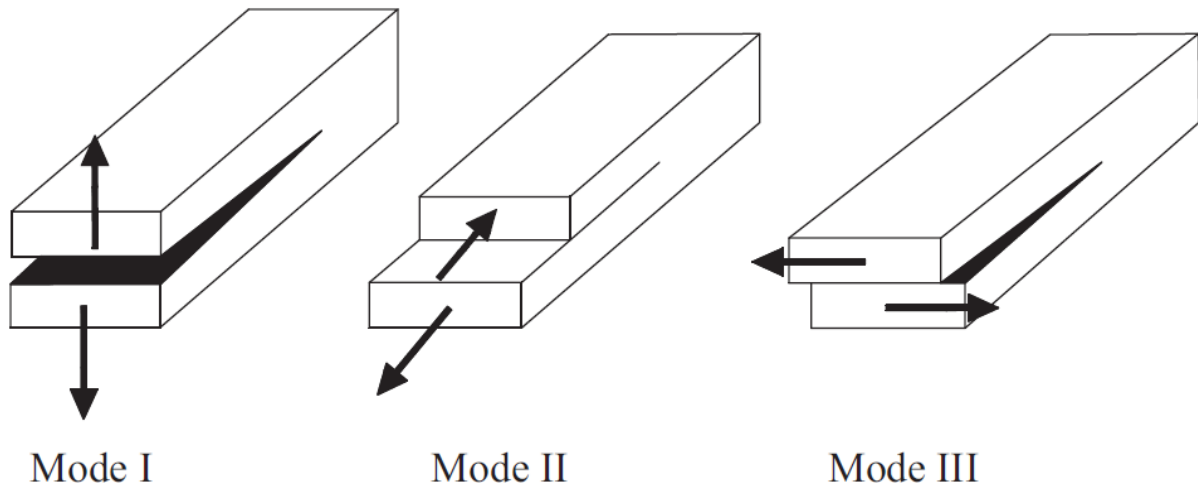


Figure I-10 : Principaux modes de propagation d'une fissure en fatigue [17]

Le mode I correspond à un écartement en traction des lèvres de la fissure alors que les modes II et III correspondent à du cisaillement respectivement dans le plan et hors-plan. Ces modes d'ouverture peuvent être combinés dans le cas d'une sollicitation multiaxiale tels que le fretting ou la fatigue au sein de pièces entaillées par exemple.

Dans le cas du fretting, le mode prépondérant dépend du stade d'évolution de la fissure et donc de sa profondeur par rapport à la surface du contact (Figure I-11). Comme expliqué précédemment, l'amorçage est dû à la concentration de contraintes de cisaillement en bord de contact et est donc piloté par le mode II d'ouverture de la fissure. Ce mode II de cisaillement dans le plan est le mode principal au cours du premier stade d'évolution de la fissure qui va croître à 45° par rapport à la normale à la surface, vers l'intérieur du contact.

Plus on s'éloigne de la surface, plus le mode de cisaillement devient négligeable et c'est le mode I d'ouverture en tension qui prend le dessus. Ce changement se traduit par une modification de l'orientation de la fissure qui devient normale à la surface. Il existe une zone de mode mixte entre celle de mode II et celle de mode I où les deux modes sont en présence et où la fissure à un angle entre 45° et 0° par rapport à la normale.

Cette description de trajet de propagation est classiquement admise en fretting et fretting-fatigue. Plus précisément, les travaux de Kuno *et al.* [18] indiquent que, dans le domaine intermédiaire (stage II), le chargement multiaxial induit par le fretting fait que le maximum du mode I n'est pas normal à la surface (0°) mais avec un angle plus important. Ainsi, outre la contribution du mode II, il semblerait que la fissure propage en mode I assez rapidement mais de façon oblique. Finalement, lorsque la pointe de fissure s'éloigne suffisamment de la surface (et donc du chargement de fretting), l'influence de la fatigue devient prédominante et la fissure propage toujours en mode I mais de façon complètement perpendiculaire à la surface.

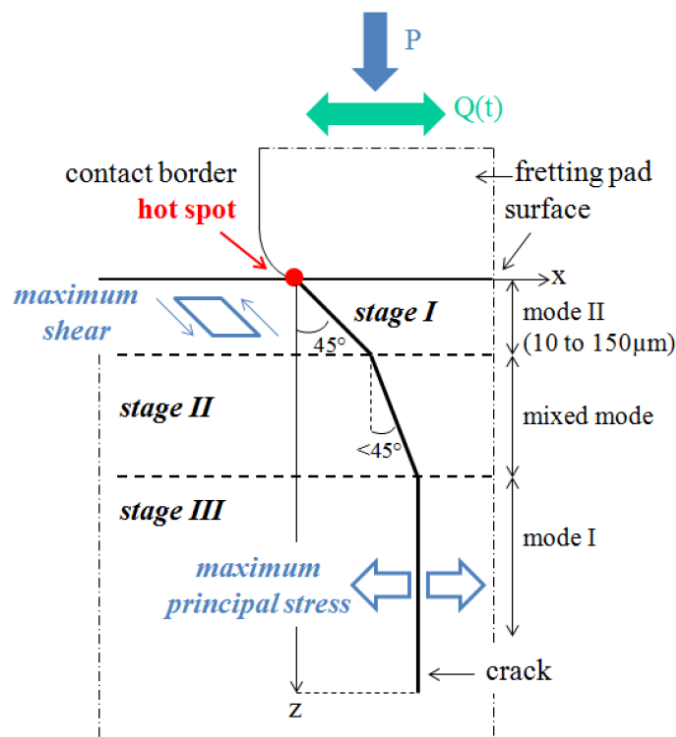


Figure I-11 : Chemin de propagation d'une fissure au cours d'un essai de fretting [7]

Afin de caractériser la propagation, il est pertinent de s'intéresser au champ de contrainte généré par la présence d'une fissure et non à une valeur locale en pointe de fissure. En effet, dans le cas d'une pièce de structure fissurée, trois zones peuvent être considérées :

- Une première zone trop éloignée de la pointe de fissure pour que les champs de contrainte et de déplacement soient influencés par celle-ci ;

- Une deuxième zone plus proche où, plus la distance par rapport à la pointe de fissure diminue, plus la contrainte est élevée ;
- Et dans certains cas, une dernière zone en pointe de fissure où le matériau est déformé plastiquement.

Si cette troisième zone est absente ou négligeable, la Mécanique Linéaire Elastique de la Rupture s'applique. Si nous plaçons l'origine d'un système de coordonnées (r, θ) en pointe de fissure (Figure I-12), il est alors possible d'approximer le champ de contrainte par une fonction du type :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_{\alpha}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{\alpha}(\theta) \quad (\text{I-2})$$

Où $ij = xx, xy, yy, \dots$, $\alpha = I, II$ ou III en fonction du mode de sollicitation, K_{α} le facteur d'intensité des contraintes (FIC) et f_{ij}^{α} une fonction de θ . Ainsi, K_{α} gère l'intensité du champ des contraintes et $f_{ij}^{\alpha}(\theta)/\sqrt{2\pi r}$ sa distribution.

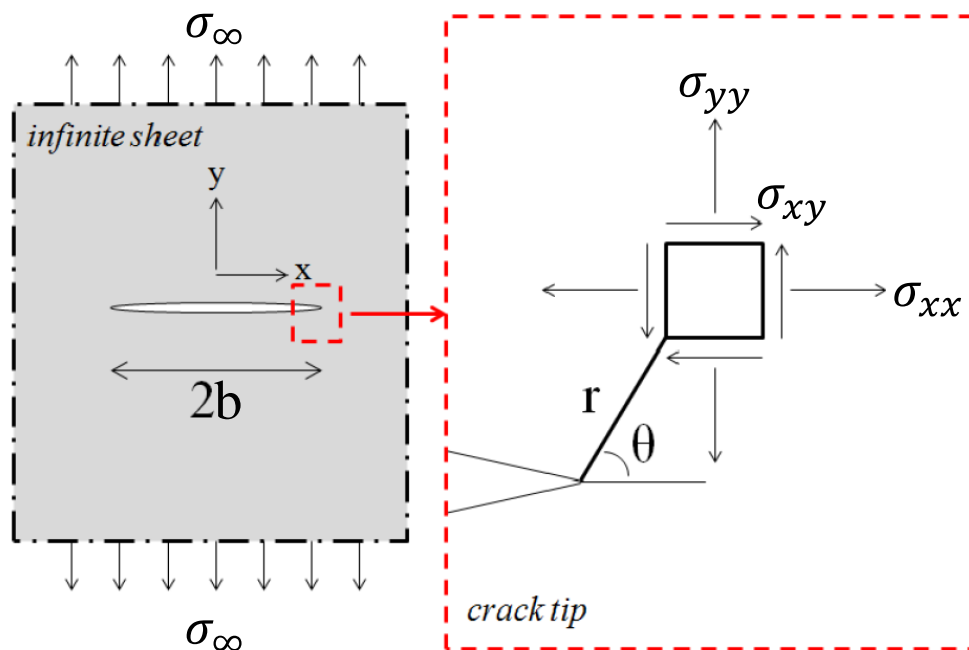


Figure I-12 : Fissure droite dans une plaque fine infinie et définition du système de coordonnées polaires en pointe de fissure [16] (d'après [19])

Dans le cas d'une fissure sollicitée en mode I (Figure I-12), les champs de contrainte peuvent s'exprimer de la façon suivante [19] :

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad (\text{I-3})$$

Où K_I est le facteur d'intensité des contraintes en mode I, généralement de la forme :

$$K_I = Y \sigma_\infty \sqrt{2\pi b} \quad (\text{I-4})$$

Avec Y un facteur qui dépend de la géométrie du problème, σ_∞ la contrainte appliquée loin de la fissure et b la taille de la fissure.

Dans le cas de la mécanique de la rupture, les critères énergétiques (comme celui de Griffith), qui permettent de déterminer un risque de rupture instantanée, s'expriment en fonction de la valeur instantanée de K_I qui est alors comparée à la ténacité du matériau. Dans le cas d'une sollicitation cyclique, il est alors naturel de s'intéresser au facteur d'intensité des contraintes (FIC) en pointe de fissure (qui pilote la contrainte) afin d'étudier sa propagation. Généralement, les quantités pour caractériser la variation cyclique du FIC sont $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ et $R_K = K_{min}/K_{max}$.

La cinétique de propagation d'une fissure en fatigue peut ainsi être étudiée en traçant la vitesse de propagation db/dN en fonction de l'étendue du FIC ΔK (Figure I-13). Trois domaines peuvent être observés sur cette courbe :

- $\Delta K < \Delta K_{th}$ – La vitesse de propagation est tellement faible ($< 10^{-10}$ mm/cycle) que la fissure est considérée arrêtée. Cela correspond au domaine d'arrêt de propagation ;
- ΔK **intermédiaires** – Où, dans une échelle log-log, la courbe expérimentale peut être approximée par une droite, ce qui signifie que l'on peut décrire la vitesse de propagation avec une loi puissance, la plus connue étant celle de Paris (I-5) [20].

$$\frac{db}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (\text{I-5})$$

- $K_{max} = K_C$ – Le matériau rompt de façon brutale (mécanique de la rupture), la vitesse de propagation est considérée infinie.

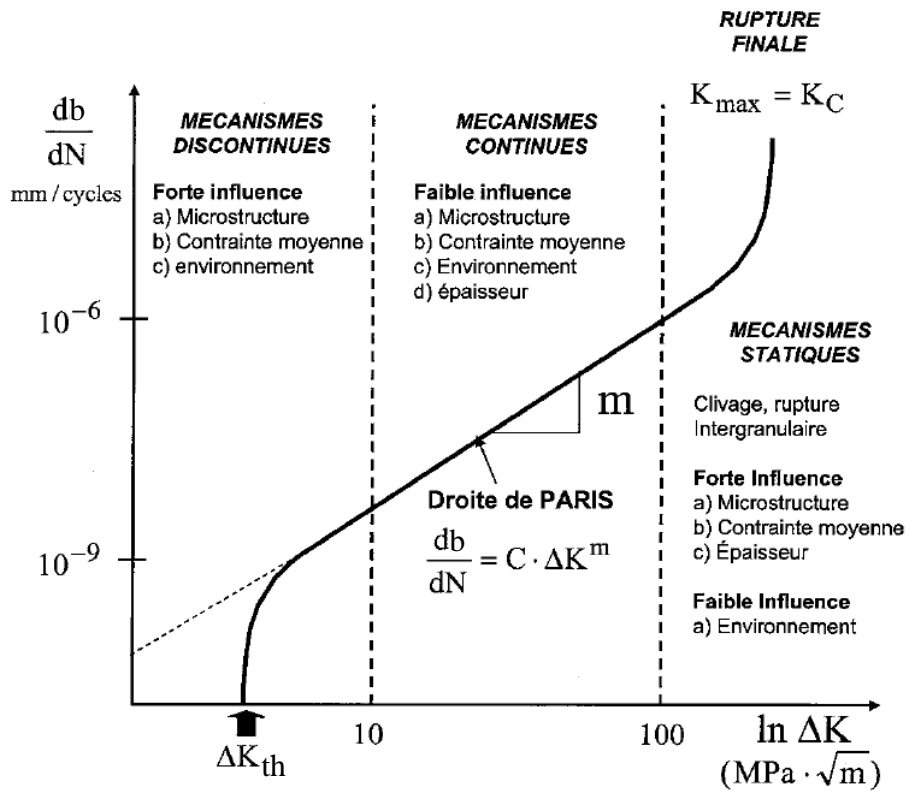


Figure I-13 : Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du FIC (d'après [21])

1.3.3. Arrêt de fissuration

Dans le cas d'une sollicitation de fretting, l'intensité des contraintes appliquées sur les lèvres de la fissure décroît rapidement à mesure qu'elle pénètre dans le matériau. De ce fait, la fissure finit forcément par s'arrêter après un nombre de cycles suffisant et n'entraînera jamais la rupture complète de la pièce.

Pour un matériau donné, il est possible de tracer un diagramme de Kitagawa-Takahashi [22] qui donne l'évolution de la limite de fatigue σ_d (pour un nombre de cycle N donné) en fonction de la longueur de fissure b (Figure I-14).

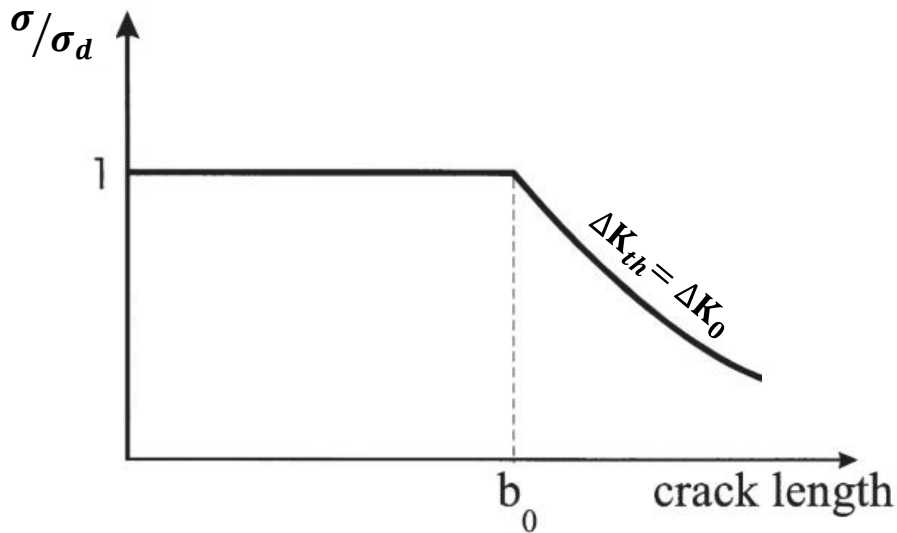


Figure I-14 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi (d'après [23])

Il est également possible de tracer le diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi [23], c'est-à-dire l'évolution de l'amplitude seuil d'arrêt de fissuration du FIC ΔK_{th} en fonction de la longueur de fissure b (courbe noire sur la Figure I-15). Cette courbe représente d'une autre manière la condition d'arrêt de fissuration : si un point est en-dessous de cette courbe, la fissure est arrêtée ; s'il est au-dessus, elle continue de se propager.

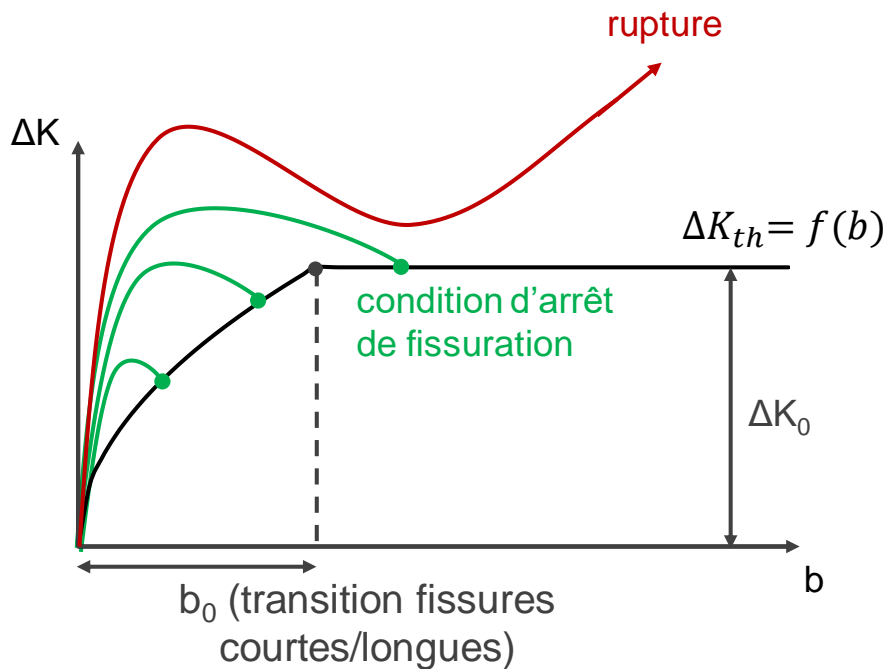


Figure I-15 : Evolution de l'étendue du FIC ΔK en fonction de la longueur de fissure b (courbes vertes et rouge) et diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi (courbe noire : $\Delta K_{th} = f(b)$)

Les courbes vertes et rouge donnent des exemples d'évolution de l'amplitude du FIC ΔK au cours de la propagation d'une fissure. Ainsi, le ΔK augmente rapidement dans le domaine des très courtes fissures avant de redescendre progressivement. Deux cas de figure peuvent se présenter.

- Soit ΔK chute jusqu'à ΔK_{th} (courbes vertes) et la fissure cesse de se propager. C'est le cas par exemple lors d'un essai de fretting sans autre sollicitation, ou en fretting-fatigue si la taille de fissure due au fretting est insuffisante pour que la fatigue prenne le relai en mode I jusqu'à la rupture ;
- Soit ΔK augmente fortement (courbe rouge) et la fissure se propage jusqu'à la rupture totale et brutale de la pièce.

Sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi (Figure I-14) comme sur le diagramme inverse (courbe noire sur la Figure I-15), deux zones distinctes apparaissent : une zone de fissures courtes où le ΔK_{th} augmente avec la longueur de fissure b et la limite de fatigue σ est constante et égale à σ_d ; et une zone de fissures longues où le ΔK_{th} est constant à une valeur ΔK_0 et la limite de fatigue σ décroît avec la longueur de fissure b . La limite entre ces deux zones est appelée transition fissures courtes / fissures longues et est notée b_0 .

Il existe plusieurs façons d'estimer ce paramètre b_0 . Les plus couramment utilisées sont la détermination directement sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi ou l'utilisation de l'approximation d'El Haddad *et al.* [24]. La seconde à l'avantage qu'elle ne nécessite pas une lecture visuelle de la transition – qui n'est parfois pas évidente à placer avec précision. Cette approximation est basée sur la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture ($\Delta K_{th} = Y\sigma\sqrt{\pi b}$) en se plaçant à l'intersection des deux tendance linéaires sur la Figure I-14. En ce point, on a $\sigma = \sigma_d$, $\Delta K_{th} = \Delta K_0$ et $b = b_0$ (par définition de la transition fissures courtes / fissures longues), ce qui donne l'équation suivante :

$$b_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_0}{Y \cdot \sigma_d} \right)^2 \quad (I-6)$$

Cette transition traduit une vraie différence de propagation entre les fissures courtes et les fissures longues. Les fissures longues peuvent être considérées comme suffisamment grandes pour mener à la rupture si elles sont soumises à un chargement de fatigue en plus de celui de fretting.

I.4. Prédiction du risque d'amorçage des fissures

I.4.1. Approche locale

Afin de prévoir l'amorçage et/ou la rupture d'un matériau, plusieurs approches ont été envisagées dans la littérature pour développer des critères de prévision du risque d'amorçage

en se basant sur les tenseurs des contraintes et des déformations. Ces critères de fatigue peuvent être classés en trois catégories :

- Les critères en déformation, plus adaptés lorsqu'il y a des déformations plastiques à l'échelle macroscopique (fatigue oligocyclique) ;
- Les critères en contrainte, plus pertinents lorsque le comportement du matériau reste macroscopiquement élastique (fatigue à grand nombre de cycles) ;
- Les critères énergétiques.

Considérant une sollicitation à grand nombre de cycles, nous nous focaliserons sur les critères en contrainte. Ces derniers, issus de la fatigue multiaxiale pour la plupart, considèrent une contrainte équivalente à comparer à une limite matériau (souvent une limite de fatigue). Ces critères sont appliqués pour prévoir le risque d'amorçage en fatigue mais aussi en fretting (et fretting-fatigue) qui peut être associé à une sollicitation de fatigue multiaxiale du fait de la répartition des contraintes sous le contact.

Les champs de contraintes et de déformations nécessaires à l'application de ces critères peuvent être obtenus soit par des méthodes analytiques [6], soit par simulation éléments finis. La simulation par éléments finis a l'avantage de pouvoir prendre en compte plus facilement le comportement élasto-plastique du matériau [25]. Dans la plupart des cas, les critères sont appliqués aux points où les contraintes sont les plus élevées (appelés hotspots). Dans le cas du fretting, les hotspots se situent en bord de contact, là où la fissure apparaît (*cf.* Figure I-7).

Il existe de nombreux critères qui reposent sur des méthodes différentes. On peut ainsi séparer les critères en deux catégories principales : les critères à invariant de contraintes (ou critères globaux) et les critères de type « plan critique » (Figure I-16). On peut également citer les critères empiriques mais qui sont utilisés de façon plus sporadique.

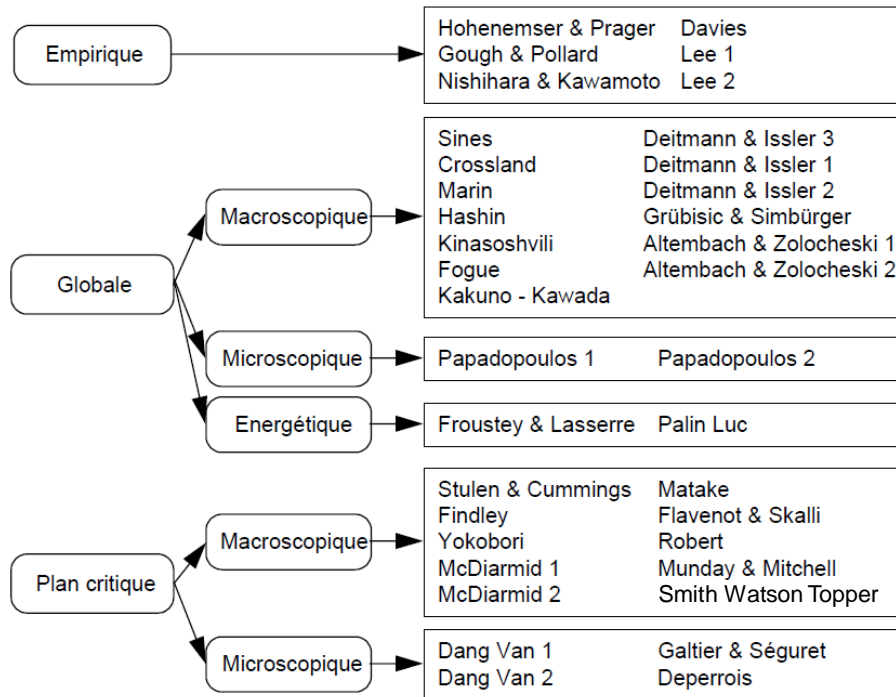


Figure I-16 : Classification des critères de fatigue multiaxiale [26]

1.4.1.1. Critères à invariants de contraintes

Les critères à invariants, ou critères globaux, reposent sur des invariants du tenseur des contraintes $\bar{\sigma}$. Comme les critères en plasticité, ils permettent de déterminer une contrainte équivalente (scalaire), combinaison de plusieurs invariants, qui est ensuite comparée à une limite de fatigue uniaxiale.

Le critère à invariants de contraintes le plus couramment utilisé est celui de Crossland [27]. Il est la combinaison de $\sqrt{J_{2,a}}$, l'amplitude de la fluctuation des chargements déviatoriques durant le cycle de chargement, et du maximum de contrainte hydrostatique $\sigma_{H,max}$. $\sqrt{J_{2,a}}$ permet de prendre en compte l'effet de l'amplitude de cisaillement qui pilote la plasticité (et donc l'amorçage) tandis que $\sigma_{H,max}$ traduit l'effet de la contrainte moyenne sur la tenue en fatigue. La contrainte équivalente σ_{Cr} s'écrit alors :

$$\sigma_{Cr} = \sqrt{J_{2,a}} + \alpha_{Cr} \cdot \sigma_{H,max} \quad (I-7)$$

Dont les paramètres sont donnés par :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2} \max_{t_0 \in T} \left\{ \max_{t \in T} \left[\frac{1}{2} (\bar{\sigma}(t) - \bar{\sigma}(t_0)) : (\bar{\sigma}(t) - \bar{\sigma}(t_0)) \right]^{1/2} \right\} \quad (I-8)$$

$$\alpha_{Cr} = \frac{\tau_d - \sigma_{d,-1}/\sqrt{3}}{\sigma_{d,-1}/3} \quad (I-9)$$

$$\sigma_{H,max} = \max_{t \in T} \left\{ \frac{1}{3} Tr(\bar{s}(t)) \right\} \quad (I-10)$$

$$\bar{s} = \bar{\sigma} - \frac{1}{3} Tr(\bar{\sigma}) \cdot \bar{I} \quad (I-11)$$

Où T est la période d'un cycle, $\sigma_{d,-1}$ la limite de fatigue en traction-compression et τ_d la limite de fatigue en torsion alternée. Afin de prendre en compte l'effet bénéfique des contraintes de compression, le critère n'est valide que si $\alpha_{Cr} > 0$.

Le critère de Crossland prévoit alors qu'il n'y aura pas d'amorçage de fissure (ni *a fortiori* de rupture) avant N cycles dans le cas où :

$$\sigma_{Cr} \leq \tau_d \quad (I-12)$$

On peut également citer le critère de Papadopoulos [28], adapté du critère de Dang Van [29], qui est qualifié de microscopique, en opposition au caractère macroscopique du critère de Crossland par exemple, puisqu'il prend en compte l'adaptation élastique à l'échelle de la microstructure. Il fait notamment intervenir l'amplitude de la scission mésoscopique T (explicitée sur la Figure I-17). La valeur moyenne de l'amplitude $\sqrt{\langle \tau_a \rangle^2}$ est résolue par la relation suivante :

$$\sqrt{\langle \tau_a \rangle^2} = \sqrt{5} \cdot \sqrt{\frac{1}{8\pi^2} \int_{\varphi=0}^{2\pi} \int_{\theta=0}^{\pi} \int_{\chi=0}^{2\pi} (T_a(\varphi, \theta, \chi))^2 \cdot d\chi \cdot \sin \theta \cdot d\theta \cdot d\varphi} \quad (I-13)$$

Avec φ et θ les angles définissant la direction de la normale \bar{n} au plan Δ et χ l'angle donnant l'orientation de la ligne $(0, \bar{m})$ dans ce même plan.

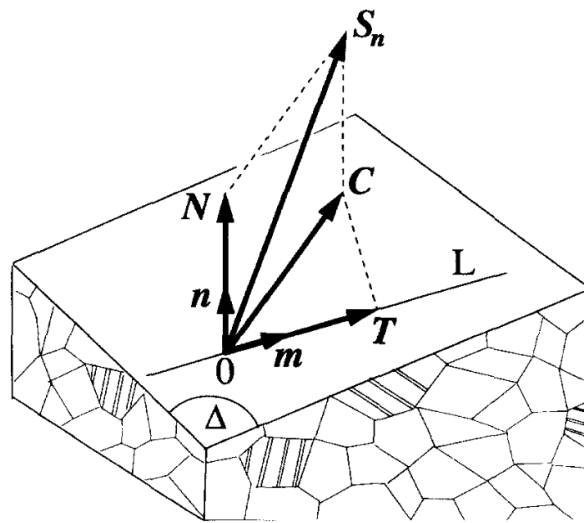


Figure I-17 : Définition de la scission résolue T selon la direction $(0, \bar{m})$ dans le plan Δ [30]

Le critère de non-amorçage (avant N cycles) selon Papadopoulos s'écrit alors :

$$\sigma_P = \sqrt{\langle \tau_a \rangle^2} + \alpha_P \cdot \sigma_{H,max} \leq \tau_d \quad (I-14)$$

Avec $\alpha_P = \frac{\tau_d - \sigma_{d,-1}/3}{\sigma_{d,-1}/3}$ de manière identique avec le critère de Crossland. De même, le critère n'est valide que si $\alpha_P > 0$.

1.4.1.2. Critères de type « plan critique »

L'idée derrière les approches de type « plan critique » est que l'amorçage se fera suivant le plan qui subira le plus d'endommagement. L'objectif de ces critères est donc de déterminer ce ou ces plans. Ils considèrent ainsi les plans passant par chaque point matériel ainsi que les vecteurs contrainte et déformation s'y exerçant. Le plan qui maximise la contrainte équivalente associée à ce critère est alors appelé « plan critique » et correspond au plan dans lequel va préférentiellement se produire l'amorçage des fissures.

Ce critère permet donc d'estimer le risque d'amorçage mais aussi de déterminer la direction de la fissure. Les résultats sont cependant à relativiser si plusieurs plans différents remplissent la condition d'amorçage en même temps.

Le critère de type « plan critique » le plus répandu, notamment en fretting et fretting-fatigue, est le critère de Smith, Watson et Topper [31], abrégé en SWT par la suite. D'après ce critère, l'amorçage se produit dans le plan qui maximise le produit de la contrainte normale maximale au plan σ_{max} et de l'amplitude de déformation dans le plan ε_a . La condition de non-amorçage (avant N cycles) s'écrit alors :

$$\Gamma_{SWT} = \sigma_{max} \cdot \varepsilon_a \leq \sigma'_f (2N)^b \left[\frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N)^c \right] \quad (I-15)$$

Avec σ'_f le coefficient de tenue en fatigue, ε'_f le coefficient de ductilité en fatigue, b et c les exposants respectivement de déformation et de ductilité en fatigue et N le nombre de cycles.

Il est possible, comme pour le cas du critère de Crossland, de se rapporter à une contrainte équivalente σ_{SWT} . Auquel cas, une nouvelle façon de décrire le non-amorçage peut s'écrire :

$$\sigma_{SWT} = \sqrt{\Gamma_{SWT} \cdot E} \leq \sigma_{d,-1} \quad (I-16)$$

Avec E le module d'Young et $\sigma_{d,-1}$ la limite de fatigue en traction-compression

On peut aussi considérer le critère de Dang Van [29] déjà cité plus haut. Comme pour celui de Papadopoulos, c'est un critère microscopique. Il s'intéresse aux plans de glissement privilégiés à l'intérieur des grains pour déterminer la direction favorable à l'amorçage en plus de sa localisation. Même si l'ensemble des critères présentés prennent en compte le cisaillement pondéré par la contrainte hydrostatique, la contribution du cisaillement n'est pas quantifiée de la même façon. Le critère de Dang Van s'écrit alors :

$$\sigma_{DV} = \max_{t \in T} \left\{ \max_{\bar{n} \in \bar{T}} \{ \|\bar{\tau}(\bar{n}, t)\| + \alpha_{DV} \cdot \sigma_H(t) \} \right\} < \tau_d \quad (I-17)$$

Avec $\bar{\tau}(\bar{n})$ la scission mésoscopique dans le plan de normale \bar{n} , σ_H la pression hydrostatique et α_{DV} le même coefficient que celui du critère de Papadopoulos α_P .

1.4.1.3. Limites de l'approche locale

Comme énoncé plus haut (et présenté dans la Figure I-7), la sollicitation de fretting (ou de fretting-fatigue) induit un fort gradient de contraintes sous le contact. Ce gradient entraîne une surestimation du risque d'amorçage. La Figure I-18 présente les seuils d'amorçage estimés pour un contact de fretting cylindre/plan, pour trois rayons de cylindre différents (*ie.* trois gradients de contraintes différents). On remarque tout d'abord que les seuils d'amorçage obtenus numériquement via le critère de Crossland évalué au hotspot (symboles creux) sont plus faibles que ceux observés expérimentalement (symboles pleins), ce qui signifie que les critères sont trop conservatifs, mais aussi que la méthode numérique ne prend pas du tout en compte l'effet du gradient.

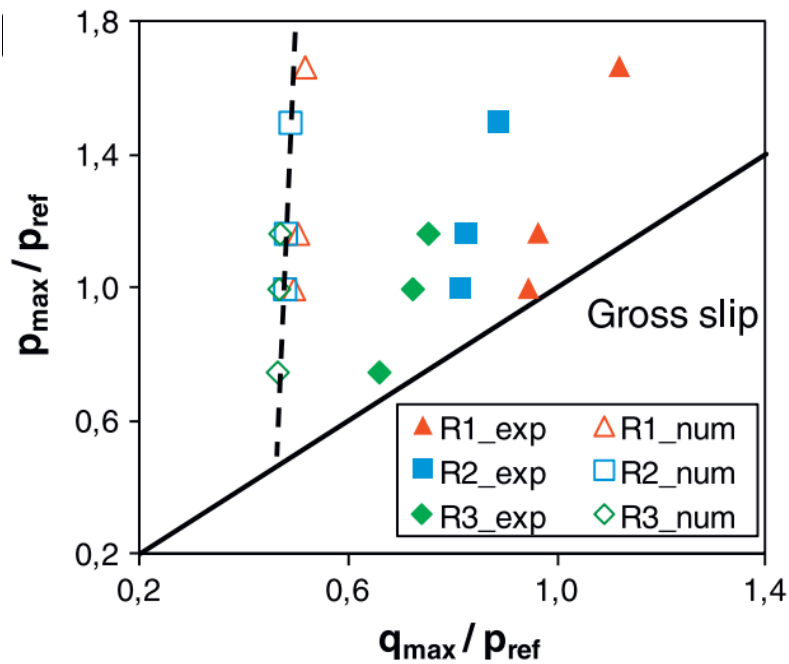


Figure I-18 : Comparaison des seuils d’amorçage expérimentaux et prévus numériquement par une approche locale [32]

Cette différence s’explique en partie par le fait que, du fait du fort gradient, la zone réellement impactée par les contraintes élevées se révèle être trop faible pour entraîner l’amorçage de fissure [33–35].

1.4.2. Approches non-locales

Afin de pallier cette surestimation du risque d’amorçage, plusieurs méthodes ont été proposées, soit en définissant de nouvelles façons de prévoir l’amorçage pour prendre en compte ce gradient de contraintes [36], soit en adoptant une approche non-locale. Le principe de cette dernière est d’évaluer les critères de fatigue multiaxiale non pas au hotspot (ou « point chaud ») mais soit à une certaine distance, soit à partir de contraintes moyennées.

Historiquement, la prise en compte de l’effet des gradients de contraintes en fretting et en fretting-fatigue a été établie en utilisant le concept de volume moyen représentatif dans lequel le trajet de chargement est d’abord moyenné sur un cube de volume ℓ_V^3 avant d’appliquer un critère de fatigue multiaxiale [37]. Cette démarche est notamment appliquée dans l’industrie car facile à implémenter dans un calcul de structures 3D.

En revanche, dans le domaine académique, c’est la démarche basée sur la Théorie des Distances Critiques (TDC), développée ultérieurement par Taylor [38], qui est plus étudiée, en particulier dans le cas des contacts 2D. Elle présente notamment l’avantage de faire intervenir une distance ℓ plus facilement comparable à des grandeurs microstructurales (taille de

grains) ou physiques (transition fissures courtes / fissures longues). Ainsi, dans le cadre de ces travaux de thèse, seule l'approche distance critique sera considérée.

L'idée derrière la TDC est de calculer la contrainte équivalente lié au critère, à une certaine distance ℓ du hotspot appelée « distance critique ». Trois méthodes (illustrées en Figure I-19) peuvent être appliquées avec cette même idée :

- **Méthode du Point (PM)** – Le critère de fatigue est évalué à une certaine distance du hotspot, appelée distance critique ℓ_{PM} . Dans le cas du fretting, ce point est pris à la verticale de la surface, sous le bord de contact, de telle sorte que :

$$\sigma_{eq}(z = \ell_{PM}) = \sigma_d \quad (I-18)$$

Avec σ_{eq} la contrainte équivalente lié au critère de fatigue multiaxiale employé, z l'abscisse dans la direction de la profondeur depuis le hotspot et σ_d la limite matériau ;

- **Méthode de la Ligne (LM)** – De manière analogue, la contrainte équivalente est mesurée et moyennée sur toute une ligne en partant du hotspot. En fretting, cette ligne est de nouveau perpendiculaire à la surface. Sa longueur ℓ_{LM} est définie par :

$$\int_{z=0}^{\ell_{LM}} \sigma_{eq}(z). dz = \sigma_d \quad (I-19)$$

- **Méthode du Volume ou de l'Aire (VM)** – Le critère est moyenné sur l'ensemble du volume d'une demi-sphère (ou de la surface d'un demi-disque dans le cas 2D) dont le centre est situé au niveau du point chaud. Son rayon ℓ_{VM} est déterminé par la relation suivante :

$$\int_{r=0}^{\ell_{VM}} \int_{\theta=-\pi/2}^{\pi/2} \int_{\varphi=-\pi/2}^{\pi/2} \sigma_{eq}(r, \theta, \varphi). r^2 \sin \theta d\varphi . d\theta . dr = \sigma_d \quad (I-20)$$

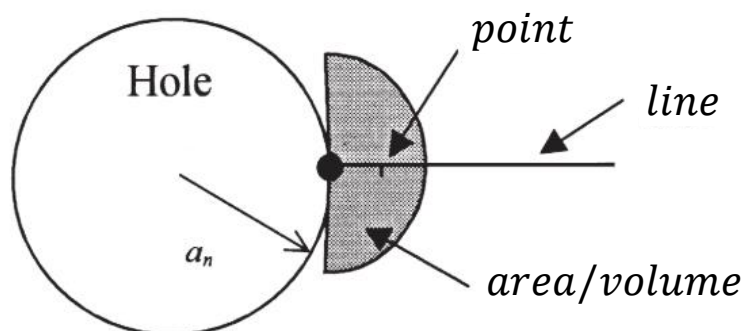


Figure I-19 : Définition des méthodes du point, de la ligne et du volume (ou de l'aire) de la Théorie des Distances Critiques [39]

On peut noter que, malgré la différence de définition de ces trois distances critiques (ℓ_{PM} , ℓ_{LM} et ℓ_{VM}), la méthode reste sensiblement la même. Notamment, Fouvry et Kubiak [40] montrent une équivalence entre les approches ponctuelle (ℓ_{PM}) et volumique (ℓ_{VM}), ce qui tend à affirmer qu'il n'y a pas une méthode à privilégier en particulier par rapport aux autres, dans une configuration de fretting en tout cas.

En appliquant l'une de ces méthodes, on obtient des prédictions du risque d'amorçage des fissures beaucoup moins conservatives comme le montre la Figure I-20. Dans ce cas-ci, la distance critique a été évaluée pour le chargement associé au point noir et utilisée ensuite pour toutes les autres configurations.

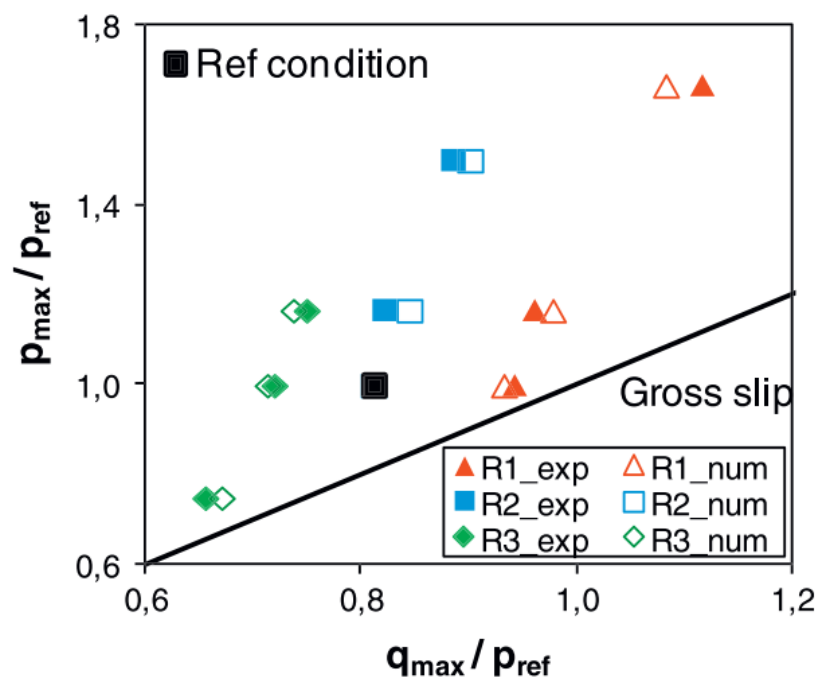


Figure I-20 : Comparaison des seuils d'amorçage expérimentaux et prédits numériquement par la méthode de la distance critique [32]

On en conclut que la Théorie des Distances Critiques est une bonne approche pour pallier le problème de surestimation du risque d'amorçage des fissures lié aux forts gradients de contraintes.

Cependant, cette méthode nécessite de connaître la limite du matériau (souvent la limite de fatigue en traction-compression ou en torsion alternée) mais aussi le champ de contraintes dans le volume du matériau pour une sollicitation correspondant effectivement au seuil d'amorçage. Pour connaître ce champ, il faut réaliser en amont des essais permettant de déterminer le seuil d'amorçage (en fretting ou fretting-fatigue ou fatigue entaillée selon le cas étudié) pour pouvoir le simuler numériquement et ainsi connaître la répartition des contraintes au sein du matériau. Cette méthode est donc très coûteuse en temps et en matériau pour obtenir une estimation fiable de la distance critique. D'autre part, comme nous le verrons

par la suite, la démarche doit *a priori* être reprise pour chaque changement de configuration (gradients ou matériaux différents).

1.4.3. Approximation de Taylor

Afin de réduire le coût d'obtention de la distance critique, Taylor propose une première approximation [39]. Dans le cas de la Méthode du Point, cette distance s'écrit :

$$\ell_{PM} = b_0/2 \quad (I-21)$$

Avec b_0 le paramètre d'El Haddad [24] défini par l'équation (I-6) dans la partie I.3.3.

Cette approximation peut s'expliquer en repartant de la solution d'Irwin [19] pour connaître le champ de contrainte dans une plaque entaillée (Figure I-21).

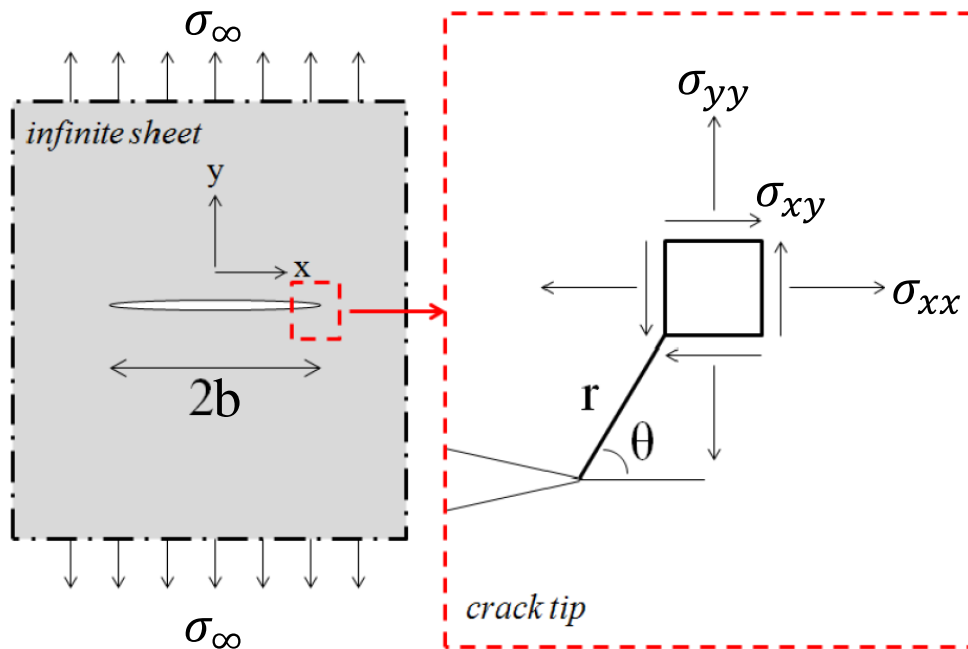


Figure I-21 : Fissure droite dans une plaque fine infinie [16] (d'après [19])

En reprenant le formalisme de la Figure I-21, la contrainte σ en tout point (r, θ) pour une fissure de taille $2b$ s'écrit :

$$\sigma(b, r, \theta) = \frac{\sigma}{\sqrt{1 - \left(\frac{b}{z}\right)^2}} \quad (I-22)$$

Avec z la position complexe dans le matériau dans le repère (O, \bar{x}, \bar{y}) , 0 étant le centre de l'entaille de longueur $2b$. Ce paramètre peut ainsi s'écrire $z = b + re^{i\theta}$.

Dans le cas où l'on cherche la distance critique selon la Méthode du Point, seuls les contraintes dans le prolongement de la fissure nous intéressent (cf. Figure I-19). De ce fait, $\theta = 0^\circ$ et l'équation (I-22) devient :

$$\sigma(b, r) = \frac{\sigma}{\sqrt{1 - \left(\frac{b}{b+r}\right)^2}} \quad (\text{I-23})$$

Lorsqu'on se place suffisamment proche de la pointe de fissure ($r \ll b$), on a le développement limité suivant :

$$1 - \left(\frac{b}{b+r}\right)^2 = 1 - \left(1 + \frac{r}{b}\right)^{-2} \underset{\frac{r}{b} \rightarrow 0}{=} 1 - \left[1 - 2\frac{r}{b} + o\left(\frac{r}{b}\right)\right] = \frac{2r}{b} + o\left(\frac{r}{b}\right) \quad (\text{I-24})$$

En réinjectant (I-24) dans (I-23), on obtient l'approximation suivante :

$$\sigma(b, r) \underset{r \ll b}{=} \sigma \sqrt{\frac{b}{2r}} \quad (\text{I-25})$$

En particulier, lorsqu'on se place à la transition fissures courtes / fissures longues b_0 telle que décrite par Kitagawa-Takahashi [22], on a une entaille de taille $b = b_0$ et une contrainte égale à la limite matériau $\sigma = \sigma_d$, ce qui donne :

$$\sigma(b_0, r) \underset{r \ll b_0}{=} \sigma_d \sqrt{\frac{b_0}{2r}} \quad (\text{I-26})$$

Or, d'après la définition, la distance critique est la distance à laquelle la contrainte est effectivement égale à la limite matériau. On obtient finalement :

$$\begin{aligned} \sigma(b_0, \ell_{PM}) &= \sigma_d \sqrt{\frac{b_0}{2\ell_{PM}}} = \sigma_d \\ \Rightarrow \ell_{PM} &= \frac{b_0}{2} \end{aligned} \quad (\text{I-27})$$

Il faut rappeler ici que cette approximation a été obtenue en considérant $r \ll b$, or ce n'est plus vrai dès qu'on se place dans le cas des fissures courtes. Cependant en remplaçant r par l'approximation (I-27) de ℓ_{PM} dans l'équation (I-23), on obtient :

$$\sigma(b, \ell_{PM}) = \frac{\sigma}{\sqrt{1 - \left(\frac{b}{b + b_0/2}\right)^2}} = \sigma_d \quad (\text{I-28})$$

Si maintenant on se place à une valeur de contrainte globale σ telle qu'on soit au seuil de fissuration $\sigma_{th}(b)$ au sens du diagramme de Kitagawa-Takahashi pour la longueur de fissure b considérée, on peut réécrire la relation (I-28) en :

$$\sigma_{th}(b) = \sigma_d \sqrt{1 - \left(\frac{b}{b + b_0/2} \right)^2} \quad (I-29)$$

Taylor [39] montre que cette description de la contrainte seuil donne un résultat très proche de celui d'El Haddad [41] même dans le cas des fissures courtes, comme l'expose la Figure I-22.

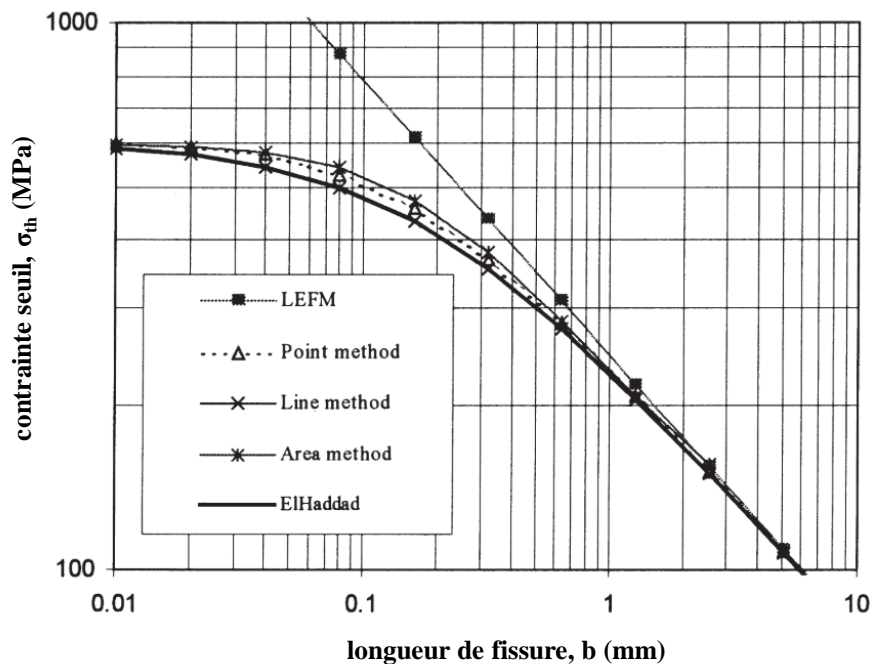


Figure I-22 : Prédiction de la limite d'endurance en fonction de la longueur de fissures selon la Mécanique Elastique Linéaire de la Rupture (LEFM), la description d'EL Haddad, et la Theory des Distances Critiques (Point, Line and Area methods) (d'après [39])

De manière similaire, on obtient les approximations suivantes pour la distance critique dans le cas des Méthodes de la Ligne (LM) et du Volume (VM) :

$$\ell_{LM} = 2b_0 \quad (I-30)$$

$$\ell_{VM} = b_0 \quad (I-31)$$

Cette approximation, de par la simplicité de sa définition, est couramment utilisée dans la littérature [42–44]. Cependant, même si elle semble donner une bonne description de la dis-

tance critique, elle reste une approximation qui ne fonctionne pas dans plusieurs cas. Notamment, elle ne prend pas en compte l'intensité du gradient de contraintes. Or, Fouvry *et al.* [9] ont montré que la distance critique augmente avec le gradient et que cette approximation ne semble valable que pour des gradients de contraintes relativement faibles (Figure I-23).

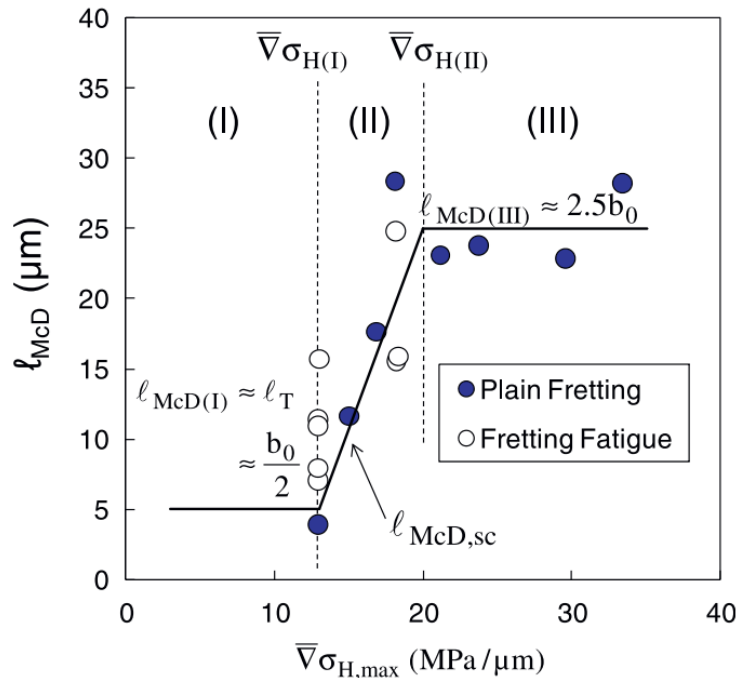


Figure I-23 : Evolution de la distance critique (PM) en utilisant le critère de McDiarmid en fonction du gradient de contraintes [9]

De plus, la prise en compte de la microstructure reste très sommaire puisqu'elle ne passe que par la valeur de b_0 qui dépend effectivement en partie de la taille de grains. On pourrait donc s'intéresser à l'influence de la taille de grains sur la distance critique et sur la validité de cette approximation selon ce paramètre.

I.5. Effet microstructure

I.5.1. Impact sur la tenue en fatigue

L'effet de la microstructure sur la résistance des matériaux en fatigue a été étudié à de nombreuses reprises dans la littérature, que ce soit l'effet la taille des grains (comme nous allons le présenter par la suite), de leur forme et orientation [45], ou encore de la porosité interne (notamment dans le cas de matériaux réalisés par fabrication additive [46]).

Une première approche pour tenter de faire le lien entre microstructure et résistance du matériau est celle de Hall [47] et Petch [48] qui font tout d'abord le lien entre la dureté et la

taille de grains, mais aussi entre la limite d'élasticité et la taille de grains, suivant une loi qui portera le nom de loi de Hall-Petch par la suite :

$$HB \propto \sigma_y \propto \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (\text{I-32})$$

Avec HB la dureté Brinell, σ_y la limite élastique et d la taille de grains du matériau.

Cette proportionnalité entre la dureté, la limite d'élasticité et $1/\sqrt{d}$ a par la suite été étendue à la notion de fatigue [49] :

$$\sigma_d \propto \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (\text{I-33})$$

Avec σ_d la limite d'endurance du matériau en fatigue.

L'équation (I-33) permet ainsi de faire un premier lien entre fatigue et microstructure en s'intéressant à la rupture d'un point de vue macroscopique sans se pencher sur l'amorçage et la propagation de fissure au sein du matériau.

Afin d'étudier ces aspects-là de la fissuration, Deng et al. [50] s'intéressent à la vitesse de propagation d'une fissure en fonction de la microstructure. Il apparaît sur la Figure I-24 que la vitesse de propagation pour un même niveau de facteur d'intensité des contraintes est plus importante dans les petits grains. De même, le seuil d'arrêt de fissuration ΔK_{th} est plus élevé pour les microstructures les plus fines. Ces observations montrent que, une fois la fissure amorcée, elle se propage plus vite et plus facilement au sein de petits grains.

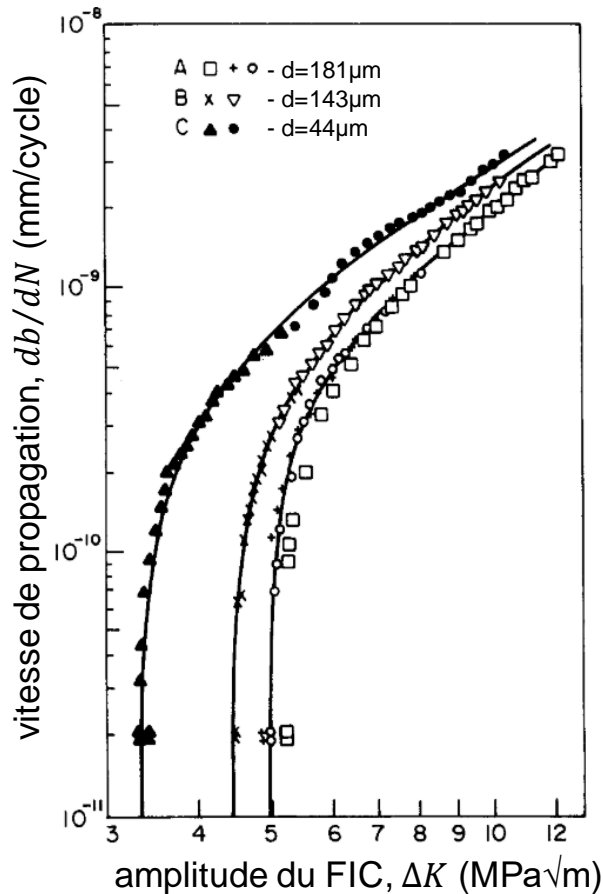


Figure I-24 : Vitesse de propagation en fonction de l'étendue du FIC pour différentes tailles de grains d'un acier inoxydable (d'après [50])

A l'inverse, en ce qui concerne l'amorçage, Zhai *et al.* [51] montrent que la croissance des très courtes fissures est fortement influencée par l'agencement et les discontinuités de la microstructure et en particulier par les joints de grains ou les précipités. En effet, chaque discontinuité représente une barrière microstructurale que la fissure doit franchir pour progresser.

En particulier, Lankford [52] avance que la vitesse de propagation atteint un minimum lorsque la fissure arrive au niveau du premier joint de grains (Figure I-25). On remarque, en outre, que le ralentissement de la croissance de la fissure est d'autant plus important que la microstructure est fine. Les fissures de cette taille sont celles décrites par Miller [53] comme étant microstructuralement courtes (*ie.* plus petites que la taille de grains) pour lesquelles la vitesse de fissuration est supérieure à celle considérée comme arrêt de fissuration.

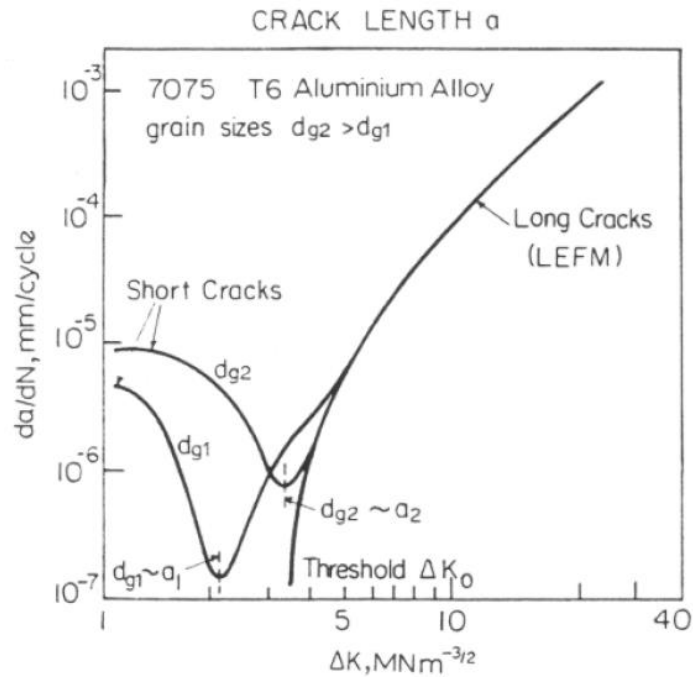


Figure I-25 : Vitesse de propagation des très petites fissures en fonction de l'étendue du FIC pour deux tailles de grains d'un aluminium 7075 [54]

La phase d'amorçage étant prépondérante en fatigue à grand nombre de cycles (HCF), le fait que les petits grains bloquent plus la croissance de la fissure explique en partie la loi de Hall-Petch (I-33) énoncée plus haut où la limite de fatigue du matériau décroît avec la taille de grains qui augmente.

Une explication à ce phénomène de barrière microstructurale est apportée par Jiang *et al.* [55] qui montrent que les microstructures fines favorisent la propagation intergranulaire (en suivant les joints de grains) alors que les microstructures plus grossières favorisent la propagation transgranulaire (à travers les grains) (Figure I-26). Ces deux propagations font appel à des phénomènes physiques différents puisque, dans le premier cas, la fissure profite du défaut que représentent les joints de grains pour progresser, alors que dans le second, c'est par les dislocations internes au grain qu'elle se propage.

Or, l'amorçage se fait principalement via l'apparition des bandes de glissement persistantes au niveau des dislocations, d'où le fait que des grains plus gros soient plus favorables à l'amorçage. En effet, même si les bandes de glissement apparaissent aussi dans les petits grains, elles peuvent être rapidement bloquées par les joints de grains qui vont entraîner une concentration des contraintes et favoriser la déformation plastique locale plutôt que la fissuration.

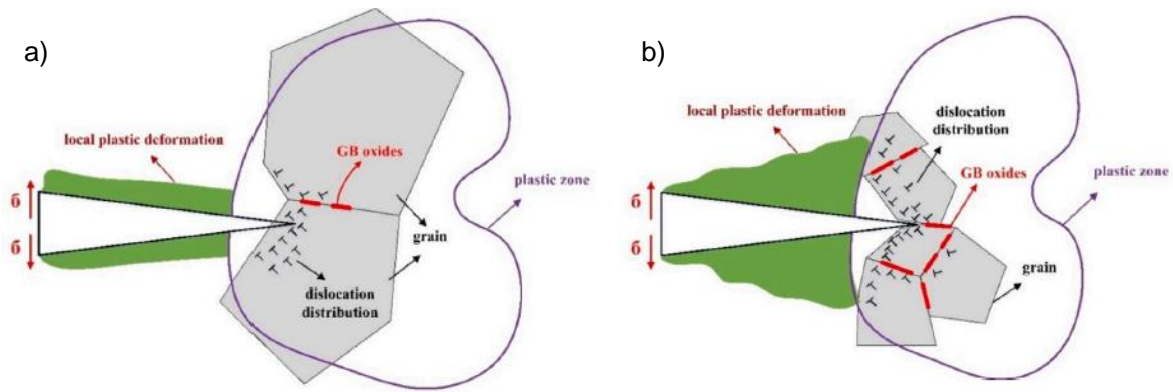


Figure I-26 : Schéma de la propagation et de la localisation de la plasticité (a) pour une microstructure grossière, (b) pour une microstructure fine [55]

1.5.2. Impact sur l'amorçage en fretting

Contrairement au cas de la fatigue, l'effet de la taille de grains en fretting (et en fretting-fatigue) a été beaucoup moins étudié du fait qu'il est couramment admis que les forts gradients de contraintes induits par le contact agissent comme le défaut critique et gommant l'effet de la microstructure sur la fissuration.

Cependant, on retrouve dans la littérature des exemples de prise en compte des phases en présence dans le matériau. Mall *et al.* [56] expose ainsi l'influence de la microstructure d'un alliage de titane sur la résistance en fretting-fatigue. Ils montrent que l'amorçage est plus difficile dans une microstructure homogène duplex que dans une microstructure hétérogène lamellaire. Ce lien avec la microstructure s'inverse lorsque l'on considère la propagation de fissure. Cette différence est expliquée par le fait que, dans un alliage de type duplex, la densité des barrières microstructurales (joints de grains, ...) est beaucoup plus importante et bloque l'amorçage. A l'inverse, un alliage lamellaire impose un chemin de fissuration tortueux de par sa microstructure ce qui ralentit fortement la propagation.

Plus tard, Mall *et al.* [57] rapporte des observations similaires pour un superalliage base nickel avec des tailles de grains différentes. Cette fois-ci, un lien direct est établi entre la taille de grains et la fissuration : les petits grains présentent une meilleure résistance à l'amorçage alors que les gros grains sont meilleurs en propagation.

On peut également citer les travaux de Giummarra *et al.* [58] qui s'intéressent à l'impact de paramètres microstructuraux tels que la taille de grains ou la présence de précipités sur la tenue en fretting-fatigue d'un alliage d'aluminium. Même s'ils concluent que l'influence de la microstructure sur la résistance de ce matériau en fretting-fatigue est négligeable, ils mettent en évidence que la présence de gros grains, de précipités cisailables et de particules intermétalliques favorise la localisation de la déformation et donc l'amorçage de fissure dans une configuration de fatigue. Pour expliquer leurs résultats en fretting-fatigue, ils énoncent que, d'une

part l'écrouissage dû au contact gommerait l'effet microstructure, et d'autre part que la taille de grains considérée serait trop grande pour réellement observer son effet.

Enfin, on peut également s'intéresser à l'état de surface et à son impact sur le comportement. On sait dans le cas de la fatigue que c'est un facteur prédominant sur le nombre de cycles avant rupture [59]. Malheureusement, même si plusieurs études existent dans le cas du fretting usure (glissement total) [60], c'est moins le cas du fretting fissuration (glissement partiel). Comme pour la microstructure, beaucoup partent du principe que la rugosité est négligeable devant les forts gradients de contraintes. On peut quand même citer les travaux de Vasquez *et al.* [61] et de Gu *et al.* [62] qui montrent qu'une morphologie particulière de surface peut entraîner une diminution ou une augmentation de la durée de vie en fretting-fatigue selon les configurations. Dans ces deux cas, il est difficile de dissocier l'effet de l'état de surface sur l'amorçage dû au fretting et sur la diminution/augmentation de la durée de vie en fatigue.

De nombreuses investigations sont donc à réaliser pour établir un lien solide entre microstructure, texturation de surface et fissuration en fretting.

I.6. Conclusion

L'état de l'art proposé dans ce chapitre a tout d'abord permis de poser les bases du phénomène de fretting : les conditions de glissement qui y mènent, les sollicitations multiaxiales que cela crée et les endommagements que cela peut induire. En particulier, les régimes de glissement partiel et de glissement total ont été dissociés afin de séparer l'étude de la fissuration et l'étude de l'usure. Les principaux essais simplifiés (sphère/plan, cylindre/plan et plan/plan) ont également été présentés avec leur avantages et leurs inconvénients respectifs.

La fissuration étant l'objet des travaux de cette thèse, les processus qui lui sont liés ont été détaillés. En premier lieu, les causes de l'amorçage de fissure ont été présentées. Que ce soit en fretting ou en fatigue (ou en fretting-fatigue), les défauts du matériau (microstructure ou chargement imposé) entraînent une localisation du cisaillement et la création de bandes de glissement persistantes qui elles-mêmes sont à l'origine de l'apparition d'une fissure. Cette phase d'amorçage est ensuite suivie d'une phase de propagation suivant les modes II puis I pouvant mener jusqu'à la rupture complète du matériau si la contrainte cyclique globale est suffisante. Enfin, le principe d'arrêt de fissuration a été développé en posant l'amplitude seuil du facteur d'intensité des contraintes sur la courbe de Paris-Erdogan [20] et en présentant le diagramme de Kitagawa-Takahashi [22].

Afin de prédire le risque d'amorçage de fissure, plusieurs critères de fatigue multiaxiale ont été détaillés. Les limites de l'utilisation de ces critères via une approche locale dans le cas de forts gradients de contraintes (fretting, fatigue entaillée, ...) ont ensuite été exposées. Pour

pallier la surestimation du risque entraînée par cette approche, plusieurs approches non-locales ont été développées. En particulier, la méthode issue de la Théorie des Distances Critiques de Taylor [38] propose d'appliquer ces critères de fatigue à une certaine distance du hotspot, là où la contrainte équivalente correspond effectivement à la limite matériau. L'approximation de Taylor (équations (I-27), (I-30) et (I-31)) [39] a été expliquée et discutée notamment vis-à-vis de la prise en compte de la microstructure et du gradient de contraintes.

Finalement, l'effet de la microstructure sur la fissuration en fatigue puis en fretting a été investigué. En fatigue, plusieurs travaux issus de la littérature affirment que des grains gros favorisent l'amorçage mais ralentissent la propagation et inversement pour les petits grains. Cette différence s'explique en partie par le fait que les défauts de la microstructure, et notamment les joints de grains, agissent comme des barrières microstructurales qui bloquent la croissance de la fissure, surtout au moment de l'amorçage. En fretting, le lien avec la microstructure ou la texturation de surface est bien moins évident et reste encore à explorer.

Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans cette continuité en cherchant à faire le lien entre amorçage de fissure en fretting, taille de la microstructure et gradients de contraintes, tout en discutant l'approximation de Taylor. Afin de répondre à ces questions, toute une campagne d'essais de fretting cylindre/plan sera menée sur un même acier C35 avec des tailles de grains et des rayons de cylindre différents. Elle sera couplée à une caractérisation fine de l'évolution des propriétés mécaniques, plastiques et de fatigue des différentes microstructures étudiées. *In fine*, elle sera associée à des simulations numériques de façon à mieux formaliser l'influence de la microstructure sur la valeur de la distance critique.

Chapitre II

Matériaux

II.1. Introduction

Ce chapitre a pour objectif de réaliser une caractérisation mécanique complète du matériau étudié, à savoir l'acier C35 (AISI 1038 / AFNOR XC38), en fonction de sa taille de grains. Cette caractérisation préalable est essentielle pour étudier la stabilité de la méthode de la distance critique vis-à-vis de la microstructure par la suite.

Dans un premier temps, le choix du C35 par rapport à d'autres matériaux sera justifié et les différents traitements thermiques réalisés pour modifier sa microstructure seront explicités. La méthode de mesure de taille de grains sera également détaillée.

En suivant, les essais monotones et cycliques effectués pour déterminer l'ensemble des caractéristiques mécaniques de cet acier seront présentés. Les caractéristiques obtenues par traction monotone seront répertoriées. De même, la méthode de l'escalier pour définir les limites de fatigue en traction-compression sera décrite et les résultats seront discutés au regard de la microstructure.

II.2. Choix du matériau

Plusieurs matériaux ont été envisagés pour étudier l'effet de la microstructure (taille de grains) pour étudier l'amorçage de fissure en fretting au regard de la méthode de la distance critique : l'acier inoxydable 316L, l'acier moyen-carbone C35 et l'alliage de titane TA6V. Ces trois matériaux ont été retenus de prime abord parce qu'ils ont été étudiés à plusieurs reprises en fretting, notamment au sein de l'équipe de recherche dans laquelle cette thèse a été effectuée [32,63,64] et parce qu'ils sont couramment utilisés dans différents domaines industriels (transport, énergie, ...).

Afin de n'en retenir qu'un seul parmi cette pré-sélection, plusieurs critères ont été discutés :

- La structure interne, qui doit être assez simple pour pouvoir déterminer une taille de grains représentative (dans l'idéal des grains circulaires) ;
- La facilité à réaliser des traitements thermiques pour modifier la microstructure et le fait de pouvoir faire varier significativement la taille de grains ;
- La dureté, qui doit être assez élevée pour ne pas qu'il y ait d'adhésion trop importante dans le contact au cours d'un essai de fretting sur une large gamme de sollicitations, permettant ainsi de rester dans le domaine des déformations élastiques à l'échelle macroscopique ;
- Les données disponibles dans la littérature qui évoquent la plasticité du matériau et notamment la simulation en plasticité cristalline qui était envisagée en début de thèse.

Le 316L présente une structure composée d'un unique constituant austénitique de forme relativement circulaire (Figure II-1a) avec des grains pouvant aller de 15 à 80 μm suivant le traitement thermique réalisé. De plus, plusieurs auteurs ont étudié son comportement plastique. Il existe notamment des articles de Guilhem *et al.* [65] et McCarthy *et al.* [14] dans lesquels les auteurs appliquent une méthode de simulation en plasticité cristalline sur ce matériau. Cependant, de par sa structure cristallographique, le 316L est un acier mou (dureté $\sim 140\text{HV}$) ce qui peut induire du grippage, peu propice à l'étude du processus d'amorçage des fissures en fretting.

Le C35 est un acier de construction non-allié, ce qui en fait un matériau très référencé, notamment en termes de traitements thermiques possibles et de microstructures atteignables. A l'équilibre, ce matériau possède une structure ferrito-perlitique (Figure II-1b) avec des grains circulaires d'un diamètre pouvant aller de 5 à 40 μm grâce à un traitement thermique simple (austénitisation + refroidissement lent). Par ailleurs, même s'il y a peu d'articles qui utilisent la plasticité cristalline sur ce matériau, de nombreuses données existent pour la caractérisation de cet acier [66,67]. Sa dureté ($\sim 200\text{HV}$) est également suffisante pour cette étude.

Enfin, le TA6V est un alliage à base titane avec deux constituants : des nodules α et des lamelles $\alpha+\beta$ (Figure II-1c). Il est possible de réaliser des traitements thermiques pour atteindre des tailles de grains allant de 10 à 35 μm et une dureté élevée supérieure à 300HV. Mais ces traitements sont plus difficiles à mettre en œuvre que pour les deux matériaux précédents. Plusieurs articles évoquent la simulation en plasticité cristalline sur cet alliage [68–70].

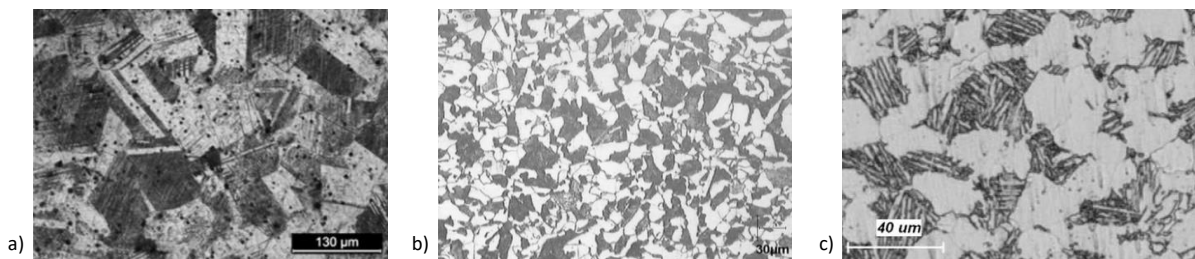


Figure II-1 : Images microscope de la microstructure des matériaux retenus ((a) 316L [71], (b) C35 [72], (c) TA6V [73])

In fine, l'acier C35 est le matériau qui a été retenu pour ces travaux de thèse car il remplissait le plus de critères requis à notre étude, en plus d'être très peu cher et donc facile à obtenir en quantité suffisante pour réaliser tous les essais de cette étude. A ceci s'ajoute la disponibilité des données de la thèse de Kubiak [72], réalisée au sein de l'équipe, qui portait sur la fissuration en fretting et en fretting-fatigue sur un acier très similaire. Ces données ont été un appui non-négligeable à mes travaux de thèse.

La composition chimique du C35 est présentée dans le Tableau II-1.

Tableau II-1 : Composition de l'acier C35 (%massique)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.32- 0.39%	<0.40%	0.50- 0.80%	<0.045%	<0.045%	<0.40%	<0.10%	<0.40%

II.3. Microstructure de l'acier C35

II.3.1. Traitements thermiques réalisés

Une fois le choix du matériau fait, l'objectif suivant est d'obtenir des tailles de grains différentes afin de mettre en exergue l'effet de la microstructure sur le phénomène de fissuration en fretting.

L'idée ici est de modifier les paramètres de la transformation de l'austénite vers la ferrite et la perlite, afin de générer différentes tailles de grains. Il est possible de jouer sur deux paramètres : la taille des grains d'austénite pendant la phase d'austénitisation et la vitesse de refroidissement. En effet, plus les grains d'austénites sont gros, plus les grains de ferrite et de perlite le seront *in fine*. Cette taille augmente avec la température et le temps d'austénitisation. La règle commune pour éviter une taille de grains trop importante et de choisir une température 50°C au-dessus de la limite d'austénitisation (~850°C) pour un acier hypoeutectoïde et un temps de 3min/mm d'épaisseur. Cette règle servira de base par la suite. De même, une vitesse de refroidissement plus élevée a tendance à favoriser la formation de grains plus fins.

Plusieurs traitements thermiques ont ainsi été effectués sur des barres cylindriques de diamètre 18mm. Pour la plupart des échantillons, le traitement thermique a consisté en une austénitisation à température élevée (850°C, 1000°C ou 1100°C) pendant un certain temps (entre 1h et 25h), suivi d'une phase de refroidissement du matériau. Deux vitesses de refroidissement ont été utilisées : un refroidissement à l'air (RA) en sortant la pièce du four et en la laissant refroidir à température ambiante ; un refroidissement « four » (RF) en éteignant le four après la phase d'austénitisation. Grâce à l'inertie thermique du four, le refroidissement « four » est plus lent que le refroidissement à l'air et permet d'obtenir des grains plus gros.

Un traitement thermique spécifique a été réalisé pour obtenir une microstructure très fine (<5µm) inspirée par la méthode décrite par Shibata *et al.* [74]. Il commence par une austénitisation à 1100°C pendant 1h puis une trempe à l'eau. S'en suivent deux cycles successifs d'austénitisation à 850°C pendant 10min et de trempe à l'eau. Enfin, une dernière austénitisation à 850°C de 10min est de nouveau effectuée avant un ultime refroidissement à l'air. Cette succession d'austénitisations courtes a pour objectif de favoriser la germination des grains plutôt que leur expansion, ce qui amène à une microstructure très fine. La structure lamellaire fragmentée de la perlite telle que décrite par Shibata *et al.* n'a pas été observée ici.

Un point important à relever est que, du fait des traitements thermiques effectués dans un environnement air (donc non-neutre), il y a un phénomène de décarburation qui apparaît sur la partie externe de l'acier (le carbone remonte à la surface pour former une couche de calamine autour du matériau). Afin de pallier ce problème et d'avoir une microstructure homogène sur l'ensemble de la pièce, 3mm d'épaisseur ont été retirées de chaque barre d'acier après traitement thermique. Il a été vérifié que, au-delà de 3mm de matière retirée, la microstructure de l'acier est homogène et ne présente aucune trace de décarburation. Les éprouvettes de traction, fatigue et fretting ont ensuite été usinées dans ces barreaux plus fins.

II.3.2. Mesure de la taille de grain

Afin de s'assurer que les traitements thermiques ont donnés des résultats satisfaisants en termes de microstructure, il est nécessaire d'effectuer une attaque chimique pour la révéler. Ce processus est précédé d'une phase de polissage afin d'obtenir une surface « miroir », c'est-à-dire sans rayures. Ce polissage commence avec des papiers en carbure de silicium (SiC) pour continuer avec des disques en feutre, d'abord avec des solutions diamantées (9 μ m puis 3 μ m) puis de l'alumine (0.8 μ m). L'attaque chimique se fait ensuite avec une solution de Nital à 5% pendant 10 secondes. La microstructure est alors visible au microscope (Figure II-2).

Pour déterminer la taille de grains moyenne (ferrite + perlite) après chaque traitement thermique, la méthode par intersection linéaire (norme NF EN ISO 643/2624 [75]) a été privilégiée. Cette méthode consiste à tracer 4 lignes de longueurs et de positions normées telles que présentées en Figure II-2 et à compter le nombre d'intersections entre ces lignes et les joints de grains. La longueur totale de ces lignes est notée L et le nombre d'intersections N_i .

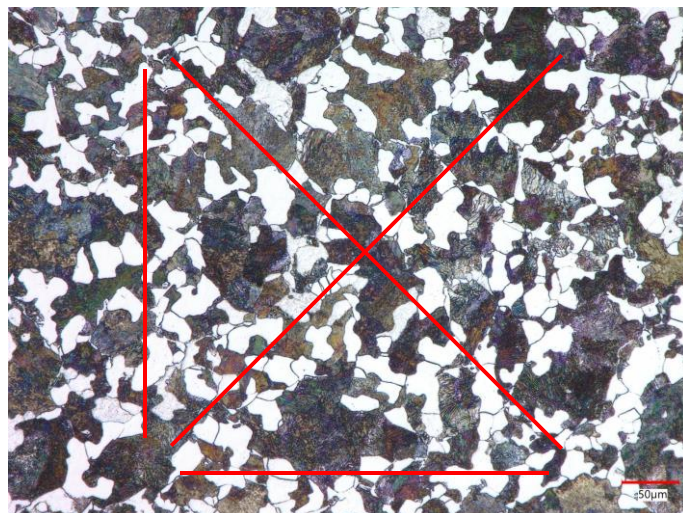


Figure II-2 : Schéma de la méthode par intersection linéaire

Finalement, le diamètre moyen des grains d est donné par l'équation suivante :

$$d = \frac{L}{N_i} \quad (\text{II-1})$$

Cette mesure est répétée 6 fois par section pour chaque traitement thermique. Cette répétition des mesures permet d'obtenir une taille de grains moyenne mais aussi un écart-type.

La Figure II-3 présente ainsi l'évolution de la taille de grain d en fonction du temps d'austénitisation, pour différentes températures de maintien et vitesses de refroidissement. Cette courbe et le fruit d'une étude préliminaire réalisée en début de thèse faite sur des barreaux plus fins (10mm) d'acier C35 issus de la thèse de Kubiak [72].

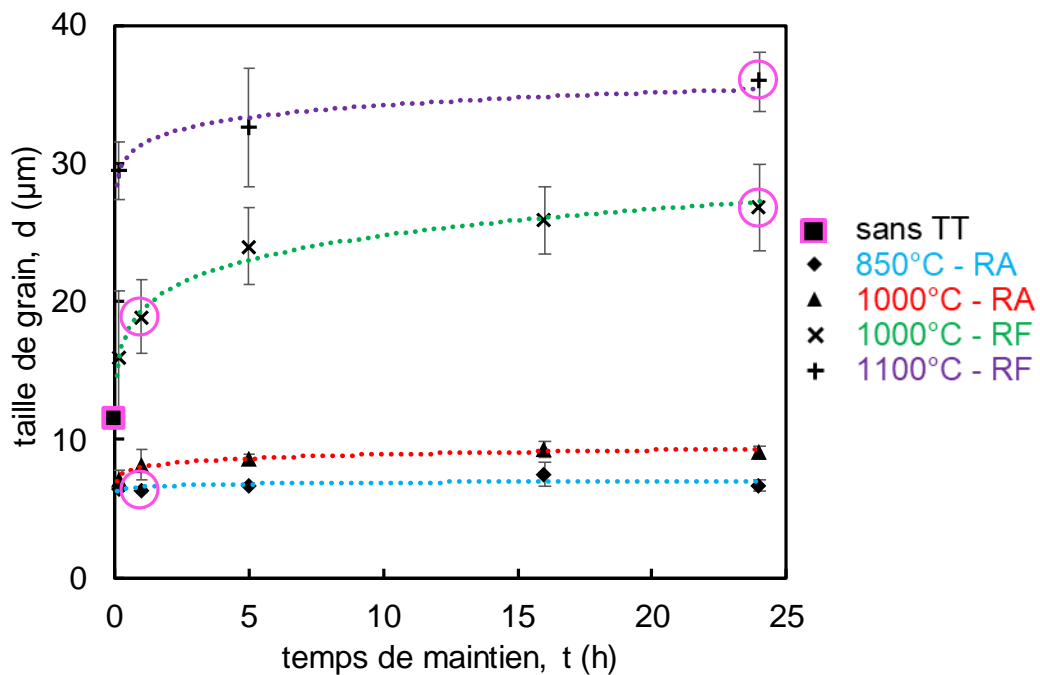
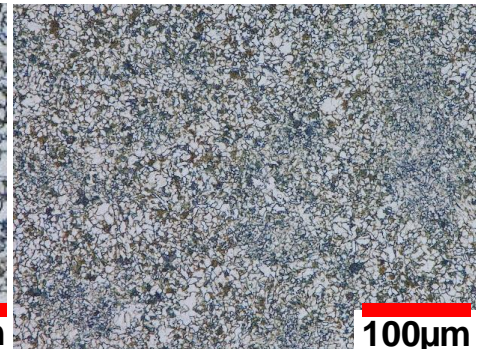
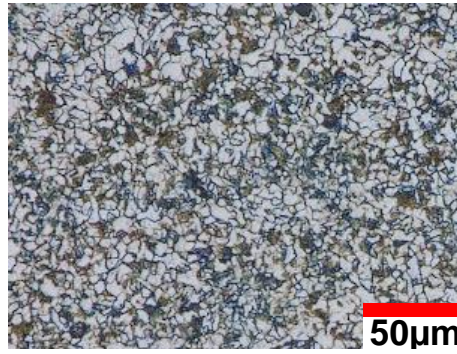


Figure II-3 : Evolution de la taille de grain en fonction du temps de maintien pour différentes températures d'austénitisation et vitesses de refroidissement (acier C35)

A la suite de ces résultats, cinq microstructures ont été retenues pour réaliser cette étude. Elles sont entourées sur la Figure II-3 (hormis pour la plus fine qui a eu un traitement particulier), et répertoriées dans la Figure II-4 ci-dessous.

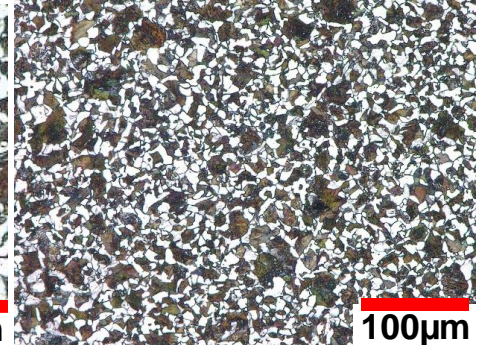
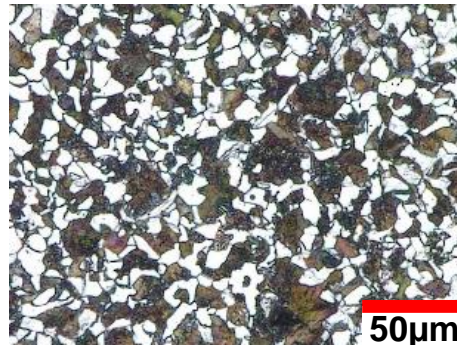
$d = 3 \pm 1\mu\text{m}$

*TT spécial
microstructure
fine*



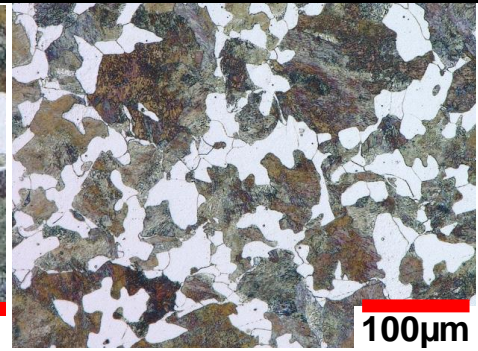
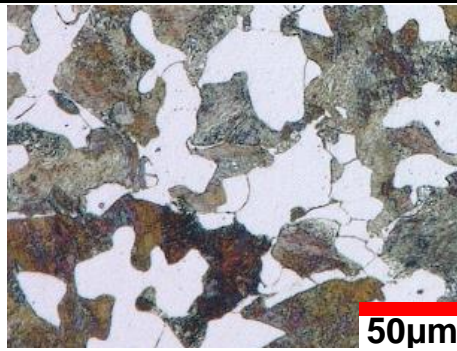
$d = 6 \pm 0.7\mu\text{m}$

850°C 1h – RA



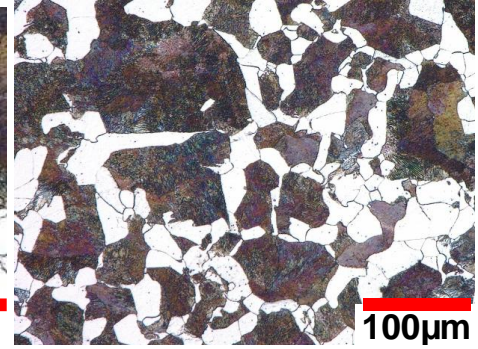
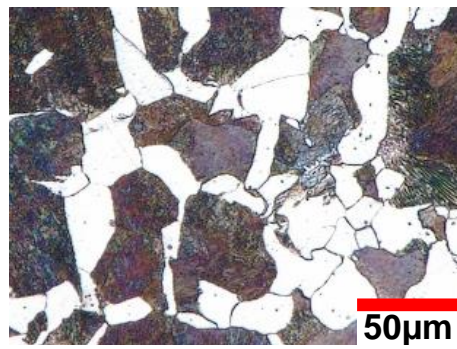
$d = 12 \pm 0.9\mu\text{m}$

1000°C 1h – RF



$d = 20 \pm 3\mu\text{m}$

1000°C 25h – RF



$d = 29 \pm 4.3\mu\text{m}$

1100°C 25h – RF

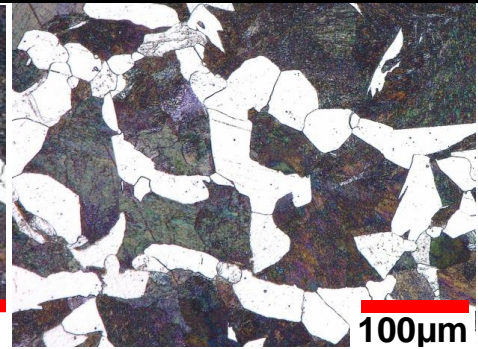
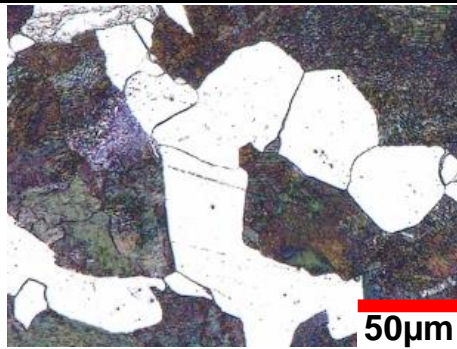


Figure II-4 : Microstructures retenues après traitements thermiques (acier C35)

On peut remarquer, surtout pour les microstructures les plus grosses, une disparité entre la taille des grains de ferrite et celle des grains de perlite. Or, l'amorçage se fait préférentiellement dans la ferrite qui est moins dure que la perlite. Pour vraiment discuter l'effet de la microstructure sur l'amorçage de fissure, il semble donc intéressant de considérer la taille moyenne des grains de ferrite plutôt que la taille de grains moyenne (ferrite + perlite). Le Tableau II-2 présente la taille moyenne des grains de ferrite d_f et la taille moyenne des grains de perlite d_p pour les cinq microstructures retenues.

Tableau II-2 : Taille moyenne des grains de ferrite et de perlite pour les cinq microstructures étudiées (acier C35)

d (μm)	3	6	12	20	29
d_f (μm)	3	6	12	16	27
d_p (μm)	3	6	12	26	31

Pour l'ensemble des matériaux, la taille de grains moyenne d est très proche de la taille des grains de ferrite d_f et des grains de perlite d_p . Ainsi, la taille moyenne d sera retenue comme dimension caractéristique de la microstructure dans la suite de ce manuscrit. Cette hypothèse sera cependant discutée lors de la discussion sur la stabilité de la méthode de la distance critique.

II.4. Caractérisation mécanique monotone

II.4.1. Traction monotone

Des essais de traction monotone ont été réalisés afin de déterminer les propriétés mécaniques monotones des différents matériaux. En particulier, le module d'Young et le coefficient de Poisson sont des valeurs indispensables à la simulation numérique du contact.

Les essais ont été effectués sur une machine de traction électromécanique Instron à une vitesse de 1mm/min pour trois des cinq microstructures. Les éprouvettes utilisées sont de type haltère à section carrée de 6mm de côté selon la norme ASTM E345 (Figure II-5).

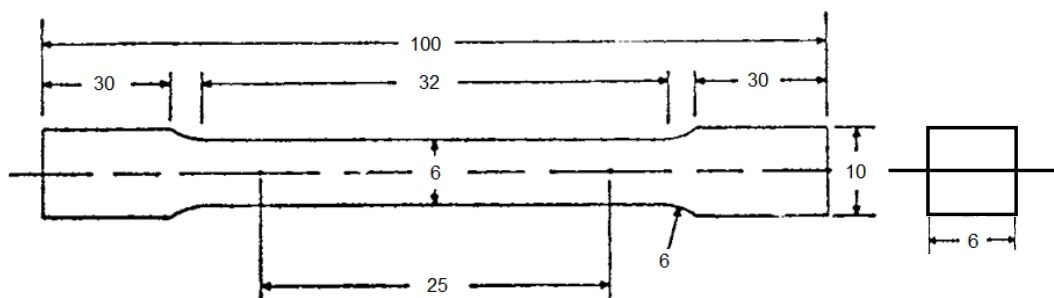


Figure II-5 : Plan des éprouvettes de traction monotone (norme ASTM E345)

La force est directement mesurée par un capteur sur la machine ; la déformation quant à elle est déterminée par corrélation d'images. Pour ce faire, l'éprouvette est peinte avec un mouchetis aléatoire et deux caméras filment tout au long de l'essai la position et la forme de ce mouchetis (Figure II-6) avec une fréquence d'acquisition de $f_a = 1\text{Hz}$. Cette méthode permet de remonter aux déplacements dans les trois directions par dérivation au tenseur des déformations afin d'estimer notamment le coefficient de Poisson. La méthode par corrélation d'images est décrite plus en détail dans l'article de Flament *et al.* [76].

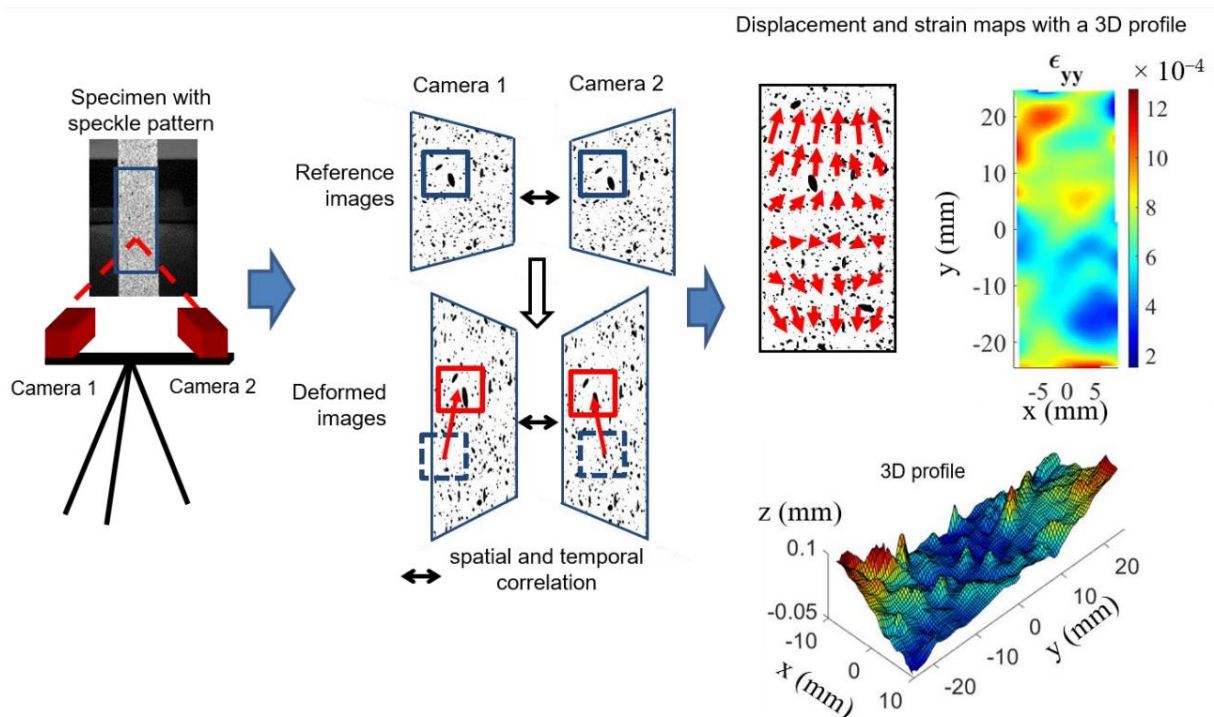


Figure II-6 : Principe de la corrélation d'images stéréo [76]

Les courbes de traction des trois microstructures testées sont représentées en Figure II-7 et l'ensemble des propriétés mécaniques monotones identifiées (module d'Young E , coefficient de Poisson ν , limite élastique à $0.2\% \sigma_y$, contrainte max σ_{UTS}) sont répertoriées dans le Tableau II-3. Les essais ont été répétés trois fois pour chacune des trois microstructures afin d'obtenir une valeur moyenne des propriétés mécaniques. Une faible dispersion a été observée entre les trois essais sur une même microstructure (<5%)

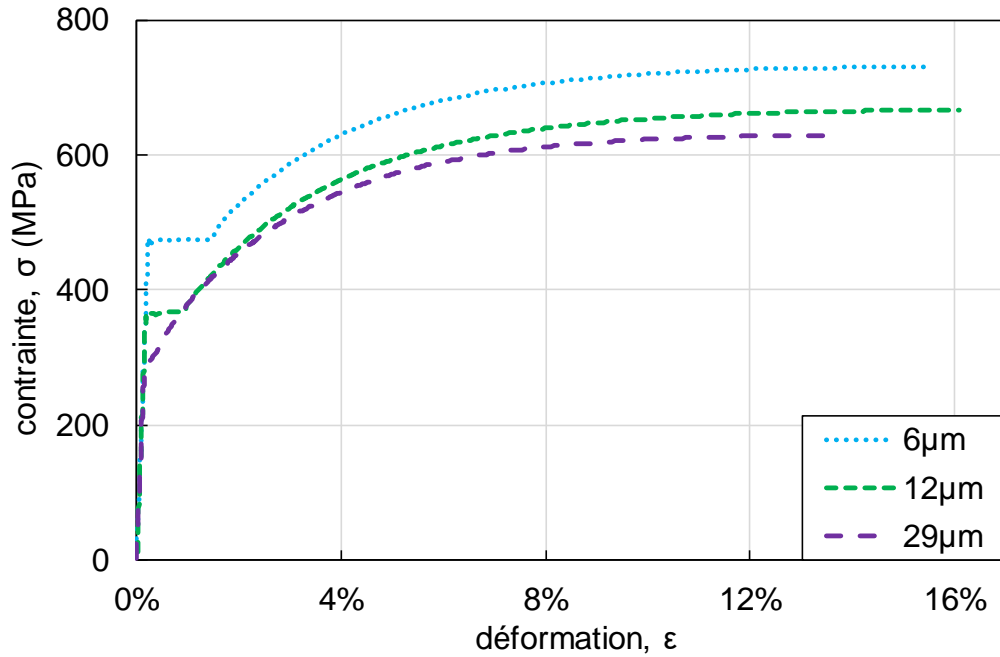


Figure II-7 : Courbes de traction monotone pour différentes tailles de grains d'un acier C35

Tableau II-3 : Propriétés mécaniques de l'acier C35 pour différentes tailles de grains
(* : valeurs obtenues par inter/extrapolation)

d (μm)	3	6	12	20	29
E (GPa)	212*	210	207	202*	196
ν	0.28*	0.29	0.29	0.31*	0.32
σ_y (MPa)	629*	480	360	310*	280
σ_{UTS} (MPa)	797*	720	670	638*	620
HV	242	206	182	181	173

On observe ainsi que le comportement en traction du matériau est très dépendant de sa microstructure. En particulier, la limite d'élasticité et la contrainte maximale augmentent quand la taille de grains diminue selon une loi type Hall-Petch [49] (Figure II-8). D'autre part, comme attendu, le module d'Young semble indépendant de la taille de grains puisque c'est une valeur intrinsèque liée au potentiel d'interaction. La très légère décroissance observée peut être due à l'incertitude de mesure. Les valeurs pour $d=3$ et $20\mu\text{m}$ ont été obtenues par extrapolation sur la Figure II-8.

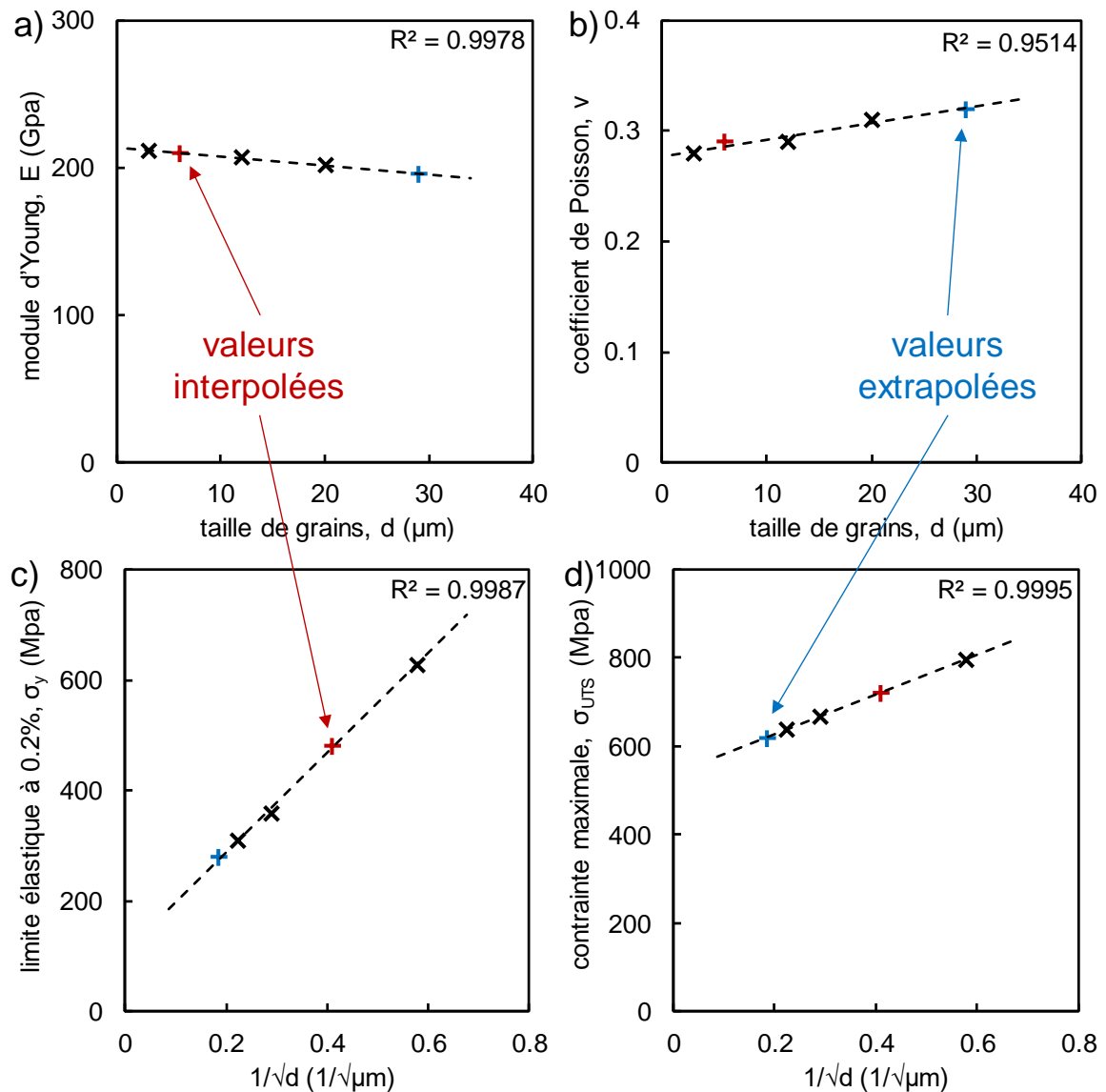


Figure II-8 : a) module d'Young, b) coefficient de Poisson, c) limite élastique à 0.2% et d) contrainte maximale en fonction de la taille de grains (acier C35)

On peut également noter une déformation à contrainte constante en début de zone plastique pour les microstructures à 6 et 12 μm qui correspond à l'apparition de bandes de Hartmann-Lüders [77] qui dépend à la fois de la taille de grains et de la géométrie de l'éprouvette [78].

II.4.2. Dureté

En parallèle des essais de traction, et pour confirmer l'extrapolation faite pour les microstructures à 3 et 20 μm, des tests de dureté Vickers ont été effectués sur les cinq matériaux. La charge appliquée lors des essais était de 1kg.

Les valeurs de dureté sont répertoriées dans le Tableau II-3. On peut les tracer en fonction de la contrainte maximale (Figure II-9) et ainsi relever la relation suivante (II-2).

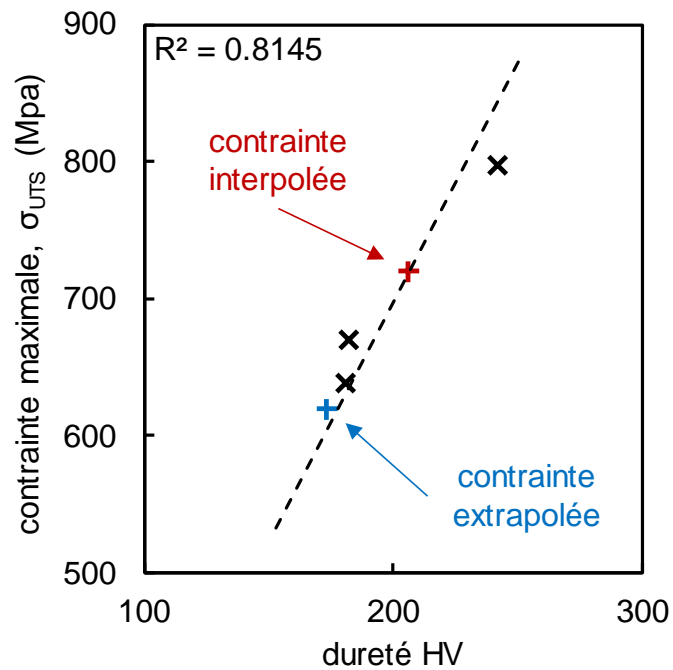


Figure II-9 : Evolution de la contrainte maximale en fonction de la dureté Vickers (acier C35)

$$\sigma_{UTS} = 3.48 \times HV \quad (II-2)$$

L'équation (II-2) corrobore la relation empirique $\sigma_{UTS} = 3.2 \times HV$ que l'on retrouve dans de nombreux articles [79,80].

Il est également possible de tracer l'évolution de la dureté Vickers du matériau en fonction de la taille de grains et plus particulièrement en fonction de $1/\sqrt{d}$ (Figure II-10). Le rond rouge est un point de référence issu des travaux de Kubiak [72] et Yameogo [81] sur un acier similaire sur lequel a été appliqué un traitement thermique propre à l'utilisation industrielle (ferroviaire).

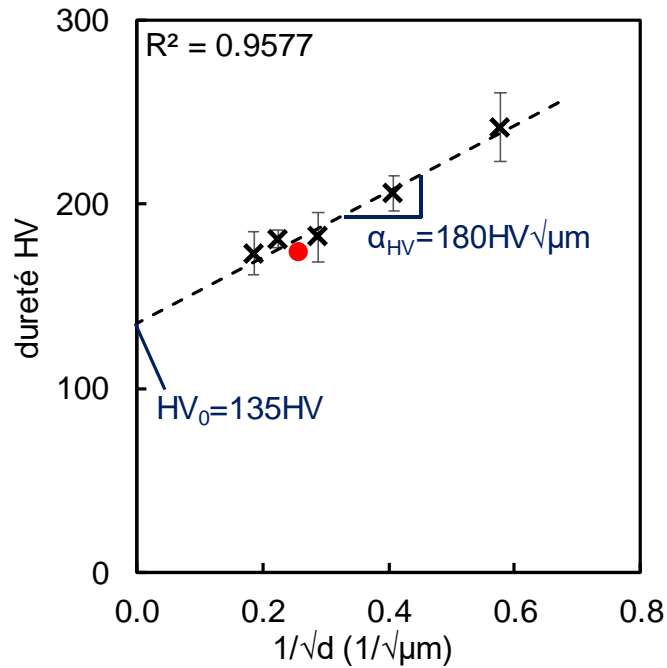


Figure II-10 : Evolution de la dureté Vickers en fonction de la taille de grain d'un acier C35 (croix noires : valeurs expérimentales ; rond rouge : référence des travaux de Kubiak et Yameogo)

On peut observer que la dureté suit une loi affine :

$$HV = \alpha_{HV} \times \frac{1}{\sqrt{d}} + HV_0 \quad (\text{II-3})$$

Avec $\alpha_{HV} = 180\text{MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ et $HV_0 = 135\text{MPa}$.

Cette relation confirme le lien entre dureté et taille de grains telle que présentée dans l'équation de Hall-Petch [47].

II.5. Caractérisation cyclique

II.5.1. Principe des essais de fatigue

Afin d'utiliser les critères de fatigue multiaxiale qui serviront à la détermination de la distance critique, les limites d'endurance des matériaux sont nécessaires. Dans un premier temps, la limite de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$ est déterminée en utilisant des éprouvettes cylindriques avec réduction de section jusqu'au diamètre 6mm (Figure II-11) sur une machine de traction hydraulique MTS. Pour l'ensemble des tests, le ratio de contraintes est fixé à $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = -1$, la fréquence à $f = 40\text{Hz}$ et le nombre maximal de cycles en cas de non-rupture est $N_{max} = 10.000.000$. Le rayon de courbure de 70mm induit un facteur d'intensité des contraintes $K_t = 1,02$.

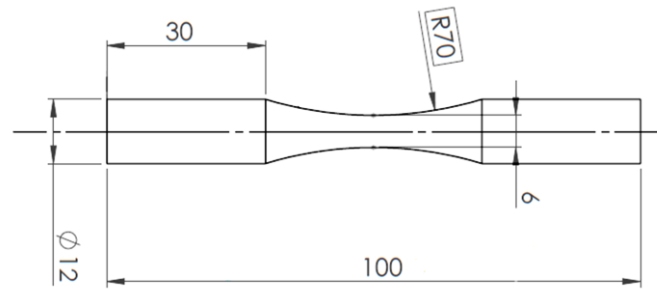


Figure II-11 : Plan des éprouvettes de fatigue

Plus spécifiquement, la méthode utilisée est la méthode de l'escalier de Dixon et Mood [82]. Le principe repose sur une succession d'essais de fatigue à des niveaux de contraintes donnés. Après chaque essai, si l'éprouvette casse avant N_{max} , le test suivant est réalisé à un niveau de contrainte moindre. A l'inverse, si l'éprouvette tient les 10.000.000 cycles, la contrainte est augmentée pour le test suivant. La différence de contraintes entre deux essais est constante tout au long du processus de l'escalier et doit être du même ordre de grandeur que l'écart-type sur la limite d'endurance. Dans le cadre de cette étude, ce pas est choisi à 5MPa. Le principe de la méthode est explicité en Figure II-12 en prenant la microstructure à $d = 12\mu m$ comme exemple.

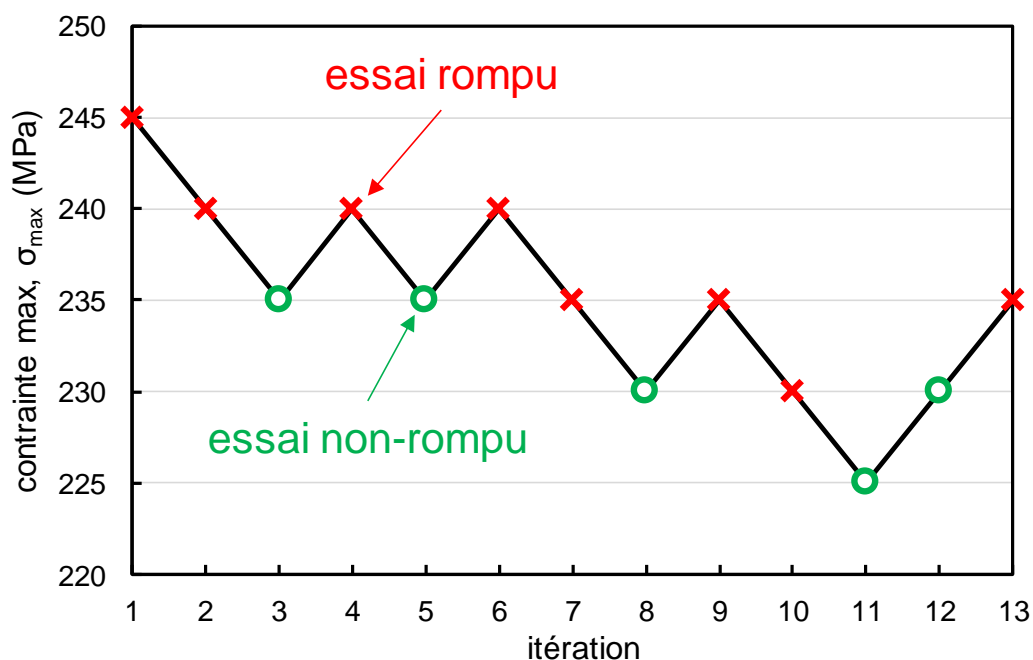


Figure II-12 : Schéma de la méthode de l'escalier pour une taille de grains $d = 12\mu m$ d'un acier C35 (croix rouges : essais rompus ; ronds verts : essais allant jusqu'à N_{max} sans casser)

L'avantage de cette méthode par rapport à une simple courbe de Wöhler est qu'elle permet non seulement d'obtenir la limite d'endurance mais aussi la dispersion grâce à un traitement

statistique des résultats. De ce fait, plus le nombre d'essais est important, plus les résultats sont précis, mais nous pouvons espérer obtenir une limite de fatigue à partir d'une dizaine d'essais (ce qui serait impensable avec une autre méthode telle que celle de Locati par exemple).

II.5.2. Fatigue en traction-compression

Les durées de vie obtenues avec les essais en escalier pour quatre des cinq microstructures sont retranscrites dans la Figure II-13. Des courbes de tendance S-N basée sur le modèle de Stromeyer [83] sont calées sur ces résultats. Les limites de fatigue en traction-compression obtenues par la méthode de l'escalier sont données dans le Tableau II-4. L'ensemble des résultats expérimentaux pour la méthode de l'escalier est donné en Annexe 1.

Il s'avère que la norme de la méthode de l'escalier n'a pas pu être vérifiée pour trois des microstructures ($d = 6, 20$ et $29\mu m$) par manque d'éprouvettes et par un choix de pas un peu trop élevé. Les valeurs d'écart-type annotées d'un + dans le Tableau II-4 sont donc une première approximation.

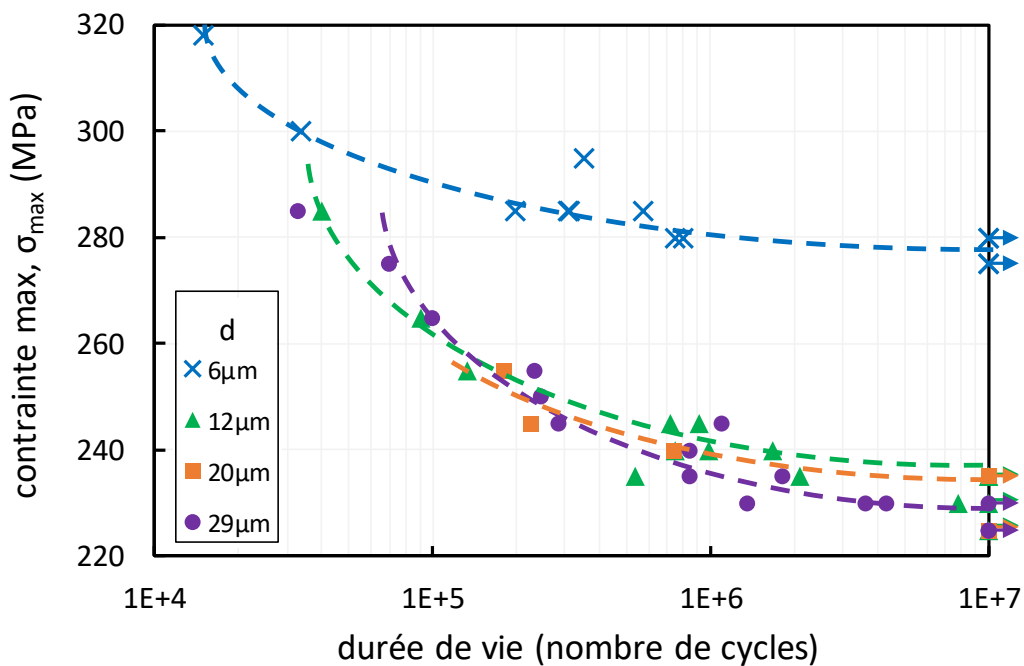


Figure II-13 : Courbes de Wöhler pour différentes microstructures d'un acier C35 ($R = -1$)

Tableau II-4 : Limites de fatigue en traction-compression ($R=-1$) pour différentes tailles de grains d'un acier C35 (* : extrapolation à partir de l'équation (II-4) ; + : norme de la méthode de l'escalier non vérifiée)

d (μm)	3	6	12	20	29
$\sigma_{d,-1}$ (MPa)	314*	280±2 ⁺	239±6	237±2 ⁺	229±2 ⁺

On remarque d'ores et déjà que la limite de fatigue est très dépendante de la microstructure. En particulier, elle est plus élevée lorsque la taille de grains est petite, ce qui corrobore un résultat classique en fatigue des matériaux métalliques.

Tout comme pour la dureté Vickers, il est possible de tracer l'évolution de la limite de fatigue en traction-compression en fonction de $1/\sqrt{d}$ (Figure II-14). A nouveau, le rond rouge est un point de référence issue des travaux de Kubiak [72] et Yameogo [81].

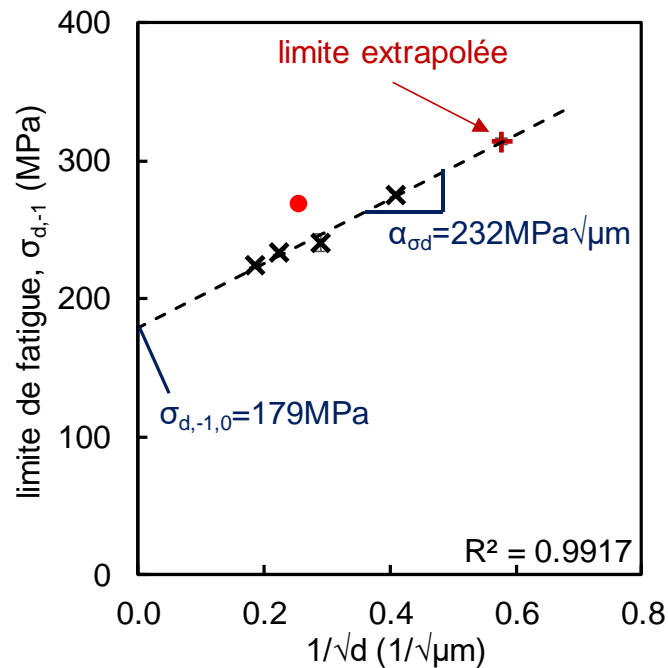


Figure II-14 : Evolution de la limite de fatigue en traction-compression ($R = -1$) en fonction de la taille de grain d'un acier C35 (croix noires : valeurs expérimentales ; rond rouge : référence des travaux de Kubiak et Yameogo)

Toujours de manière analogue à la dureté, on observe une évolution affine de la limite de fatigue :

$$\sigma_{d,-1} = \alpha_{\sigma_d} \times \frac{1}{\sqrt{d}} + \sigma_{d,-1,0} \quad (\text{II-4})$$

Avec $\alpha_{\sigma_d} = 232 \text{MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ et $\sigma_{d,-1,0} = 179 \text{MPa}$.

On retrouve une loi semblable à celle de Hall-Petch qui relie la limite de fatigue à la microstructure. Ce lien a déjà pu être observé à de nombreuses reprises dans la littérature [49]. Le point issu des travaux de recherche de Kubiak et Yameogo est légèrement au-dessus de cette tendance. Cette différence peut s'expliquer par le fait que, dans leurs travaux, l'acier C35 utilisé était texturé du fait du processus thermo-mécanique de fabrication (forgeage à chaud), ce qui entraîne une anisotropie du matériau qui n'est pas présente dans cette étude grâce aux

traitements thermiques réalisés. Les essais n'ayant pas pu être faits pour la microstructure la plus fine ($d = 3\mu m$), on pose l'hypothèse que cette loi (II-4) nous permet d'extrapoler la limite de fatigue de ce matériau.

On peut également observer un lien entre la dureté Vickers et la limite de fatigue en traction-compression comme le montre la Figure II-15 ci-dessous.

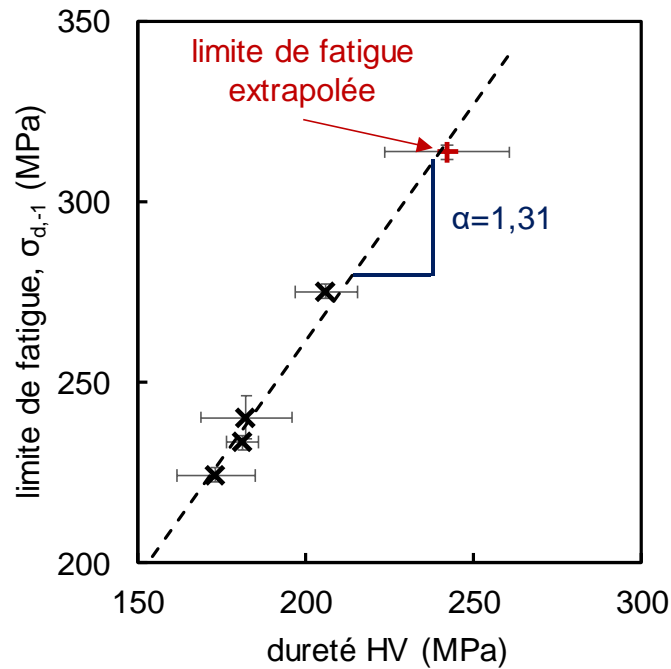


Figure II-15 : Evolution de la limite de fatigue en traction-compression ($R = -1$) en fonction de la dureté Vickers (acier C35)

On remarque que la limite de fatigue suit une loi d'évolution linéaire en fonction de la dureté :

$$\sigma_{d,-1} = 1.31 \times HV \quad (\text{II-5})$$

A nouveau, l'équation (II-5) va dans le sens de la relation empirique $\sigma_{d,-1} = 1.6 \times HV$ telle qu'on peut la retrouver dans la littérature [79,84].

II.7. Conclusion

Dans ce chapitre, le choix de l'acier C35 par rapport à d'autres matériaux a tout d'abord été explicité. Sur ce matériau, plusieurs traitements thermiques ont été réalisés afin d'obtenir des microstructures différentes et plus particulièrement des tailles de grains différentes. Ainsi, 5 microstructures ferrito-perlitiques ont été retenues avec des tailles de grains allant de 3 à $29\mu m$.

Sur ces cinq matériaux, des essais de traction ont ensuite été présentés pour déterminer les caractéristiques mécaniques monotones, notamment le module d'Young et le coefficient de Poisson qui seront nécessaires pour la simulation numérique par la suite. De même, des tests de dureté ont été effectués et un lien de type Hall-Petch a été fait entre la dureté et la taille de grains.

En parallèle, les matériaux ont été caractérisés de façon cyclique. Des essais de fatigue ont été réalisés pour obtenir les limites de fatigue en traction-compression par la méthode de l'escalier.

Tous ces éléments permettront par la suite de réaliser la simulation numérique du contact cylindre/plan (Chapitres IV, V et VI) et d'appliquer un critère de fatigue multiaxiale pour déterminer la distance critique (Chapitres V et VI).

Chapitre III

Amorçage de fissure sous fretting simple

III.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de déterminer les conditions d'amorçage de fissures sous chargement de fretting simple en fonction de la microstructure et du gradient de contraintes.

Pour ce faire, l'ensemble du protocole expérimental sera tout d'abord explicité. Les spécificités des essais seront précisées : la machine, le montage et les matériaux utilisés, ainsi que les paramètres modifiables. Le processus d'expertise pour révéler et mesurer les fissures après essai sera aussi présenté.

Ensuite, les résultats de fissuration seront donnés pour deux campagnes d'essais, une première à rayon de cylindre constant en faisant varier la taille de grains pour évaluer l'effet de la microstructure sur la fissuration ; et une seconde à taille de grains fixée avec différents rayons de cylindre pour discuter la stabilité de la méthode de la distance critique vis-à-vis du gradient de contraintes.

Enfin, une discussion sera faite autour de la longueur de fissure à considérer pour définir un seuil d'amorçage en fretting simple.

III.2. Protocole expérimental

III.2.1. Principe des essais de fretting

Une campagne d'essais intensive a été réalisée afin de déterminer le seuil d'amorçage de fissuration en fretting simple pour chaque matériau. Dans le cas de cette étude, ce sont des essais cylindre/plan qui ont été retenus, d'une part car ce sont des essais simples à mettre en place pour étudier la fissuration et d'autre part parce que Kubiak [72] a mené des travaux similaires au sein de l'équipe. Le plan est constitué du matériau étudié, à savoir l'acier C35, à taille de grains variable selon le traitement thermique réalisé (*cf.* partie II.3.). Le cylindre est, quant à lui, en acier 100Cr6 (AISI 52100) issu de bague de roulement (donc traité thermiquement). Il a une dureté et une limite élastique élevées ce qui va permettre de s'assurer que les fissures apparaîtront bien dans le plan et non dans le cylindre. La composition du 100Cr6 et ses propriétés mécaniques sont données respectivement dans le Tableau III-1 et le Tableau III-2.

Tableau III-1 : Composition chimique de l'acier 100Cr6

C	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	Mo
1.0%	0.20%	0.30%	1.5%	1.0%	<0.02%	<0.02%	<0.10%

Tableau III-2 : Propriétés mécaniques de l'acier 100Cr6

E (GPa)	210
ν	0.29
σ_y (MPa)	1700
σ_{UTS} (MPa)	2000
HV	780

Le principe de l'essai est le suivant : le cylindre et le plan sont mis en contact avec une force normale F_n (N) donnant lieu à un effort normal linéique $P = F_n/L$ (N/mm) avec L la longueur de la génératrice du cylindre. Une fois l'alignement du contact et l'application de l'effort normal effectués, ces deux pièces sont mises en mouvement oscillatoire l'une par rapport à l'autre avec une amplitude de débattement δ^* (ce qui entraîne un effort tangentiel linéique d'amplitude Q^*) (Figure III-1).

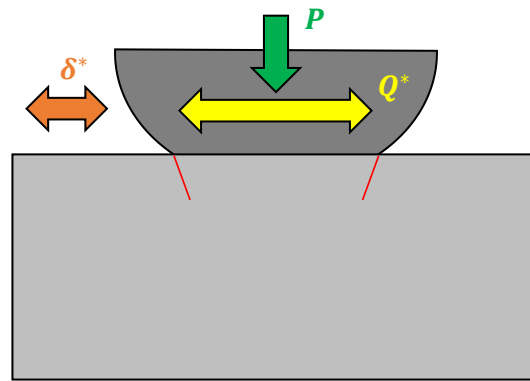


Figure III-1 : Schéma de l'essai de fretting simple en cylindre/plan

Les essais ont été effectués sur une machine hydraulique MTS équipée d'un vérin de capacité 100kN. Le plan en acier C35 est monté sur le vérin qui va piloter le déplacement δ (et donc imposer un effort tangentiel Q) et est placé en étau entre le cylindre de 100Cr6 d'un côté et un roulement à bille de l'autre côté (cf. Figure III-2). Ce système en étau permet au roulement de reprendre l'effort normal P imposé par un système de ressorts pour éviter le fléchissement du bras maintenant le plan et assurer la rigidité du montage tout au long de l'essai.

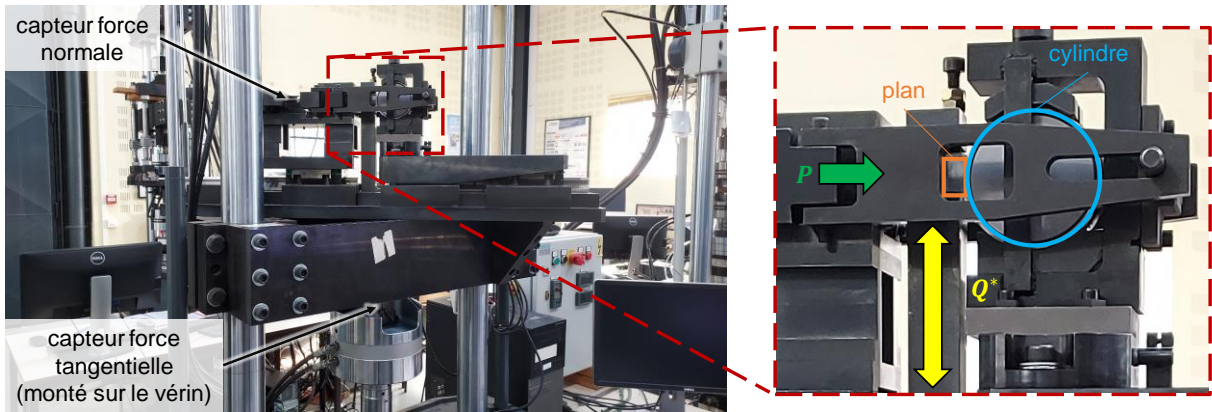


Figure III-2 : Photo du montage expérimental pour l'essai de fretting simple en cylindre/plan

Dans tous les essais qui ont été réalisés, plusieurs paramètres sont fixés : la force normale P est maintenue à 500N/mm, la longueur de contact L à 8mm, la fréquence de sollicitation f à 40Hz, le nombre total de cycles N à 1,000,000. Ce choix du nombre de cycles résulte d'une précédente étude au sein de l'équipe [64] qui montre que la longueur de fissure n'évolue plus au-delà de 1,000,000 de cycles de fretting dans des contacts acier/acier cylindre/plan (cf. Figure III-3).

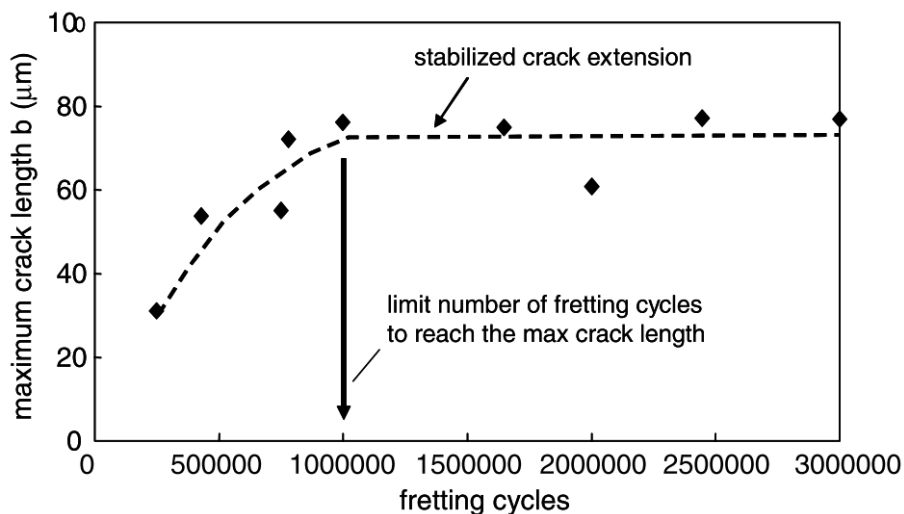


Figure III-3 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de fretting cylindre/plan (AISI 1034 / AISI 52100) [64]

L'unique paramètre que nous pouvons faire varier est l'amplitude de force tangentielle Q^* (via l'amplitude de débattement δ^* que l'on impose). Afin de rester dans le domaine de glissement partiel pour favoriser la fissuration (et non l'usure), un essai de débattement variable préliminaire a été fait. Cet essai consiste en un essai de fretting simple pour lequel on augmente l'amplitude de débattement δ^* par pallier. Pour chaque pallier, 500 cycles sont effectués pour atteindre un état stabilisé puis la valeur de l'amplitude d'effort tangentiel Q^* est

relevée. La succession des paliers permet ainsi de tracer la Figure III-4 sur laquelle on peut lire la valeur de transition μ_t mais aussi le coefficient de frottement en glissement total μ_{GT} .

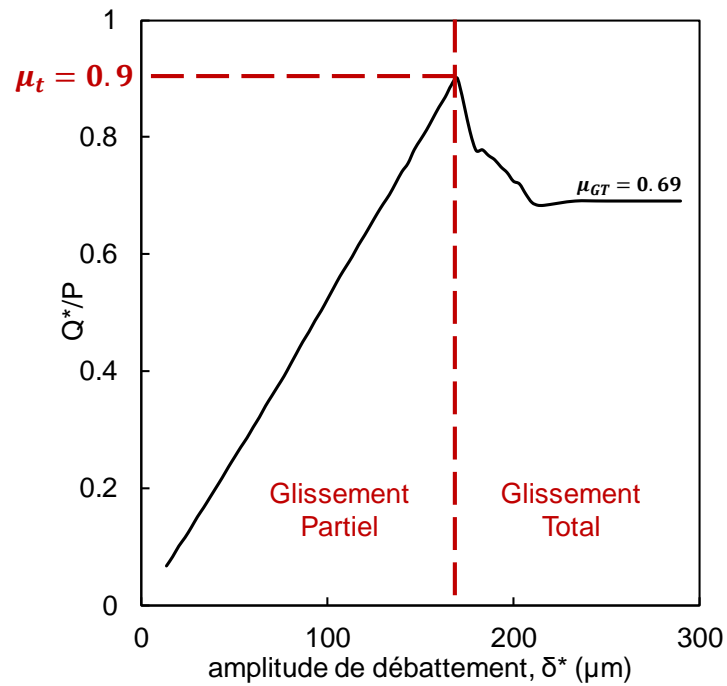


Figure III-4 : Evolution du rapport Q^*/P en fonction de l'amplitude de débattement au cours d'un essai à débattement variable (acier C35)

Ainsi, les essais ont été réalisés en prenant garde à ce que le rapport Q^*/P ne dépasse pas $\mu_t = 0.9$. Etant en glissement partiel, on obtient un cycle de fretting fermé semblable à celui de la Figure III-5.

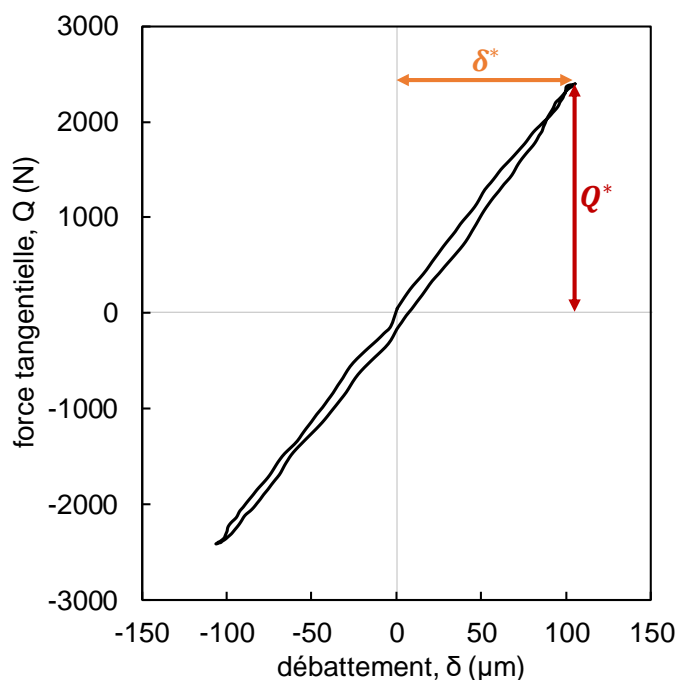


Figure III-5 : Exemple de cycle de fretting au cours d'un essai de fretting simple cylindre/plan en glissement partiel (acier C35)

De ce fait, à un débattement imposé correspond une force tangentielle propre qui pourra ensuite être associée à une longueur de fissure.

De plus, cette valeur d'amplitude d'effort tangentiel Q^* est relevée tout au long de chaque essai pour vérifier sa stabilité (Figure III-6). On remarque ainsi que la valeur de Q^* est très stable autour de $Q_{visé}^*$ sur les 1,000,000 de cycles effectués mais aussi que cette stabilité est atteinte très tôt au cours de l'essai (< 2500 cycles).

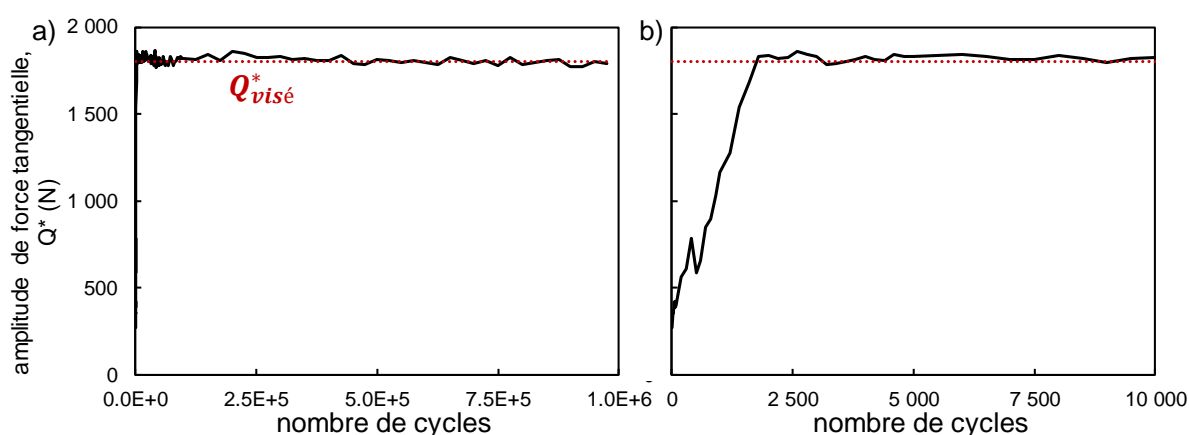


Figure III-6 : Evolution de l'amplitude de force tangentielle au cours d'un essai de fretting simple cylindre/plan a) sur 1,000,000 de cycles et b) sur 10,000 cycles (acier C35, $P=4000N$, $Q_{visé}^*=1800N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $R_c=40mm$, $d=12\mu m$)

A présent que le dispositif expérimental des essais de fretting cylindre/plan a été présenté, le principe de mesure des fissures va être exposé.

III.2.2. Expertise des fissures

Afin de déterminer la longueur de fissure associée à chaque essai, il est nécessaire de la révéler pour pouvoir l'observer et la mesurer. De façon à optimiser le coût expérimental des expertises, quatre essais sont réalisés sur chaque plan (Figure III-7). Les traces sont séparées de 3mm minimum pour éliminer d'éventuelles interactions entre les essais successifs. Différentes simulations ont en effet montré que, dans ces conditions, une fissure ne peut pas être propagée par le chargement d'un essai adjacent compte tenu des longueurs de fissuration obtenues ($b < 300\mu m$). De ce fait, chaque trace obtenue est équivalente à un essai unique réalisé sur un plan. Cependant, en réalisant quatre essais sur un seul plan, il est possible d'expertiser quatre essais de fretting en même temps via la même procédure de polissage et d'observation.

Pour révéler les fissures, les quatre traces de fretting sont tout d'abord coupées selon le plan perpendiculaire à la surface et à la génératrice du contact où la pression est la plus importante (qui correspond à leur axe médian si l'alignement entre le cylindre et le plan est parfait). Le plan ainsi obtenu est ensuite enrobé et poli. En réalité, plusieurs sections (au moins cinq) ont été coupées et observées de part et d'autre de l'axe de plus forte pression (Figure III-7), parallèles à l'axe médian, afin de relever la longueur de fissure maximale. L'écart entre les plans de coupe est d'environ 300-500 μm .

Pour révéler les fissures, un processus de polissage identique à celui évoqué en partie II.3.2. est utilisé, à savoir un polissage avec des papiers en carbure de silicium suivi de feutres avec solutions diamantées (9 μm puis 3 μm) et d'alumine (0.8 μm). Cette méthode jusqu'au polissage dit « miroir » permet d'observer les fissures comme présenté en Figure III-7.

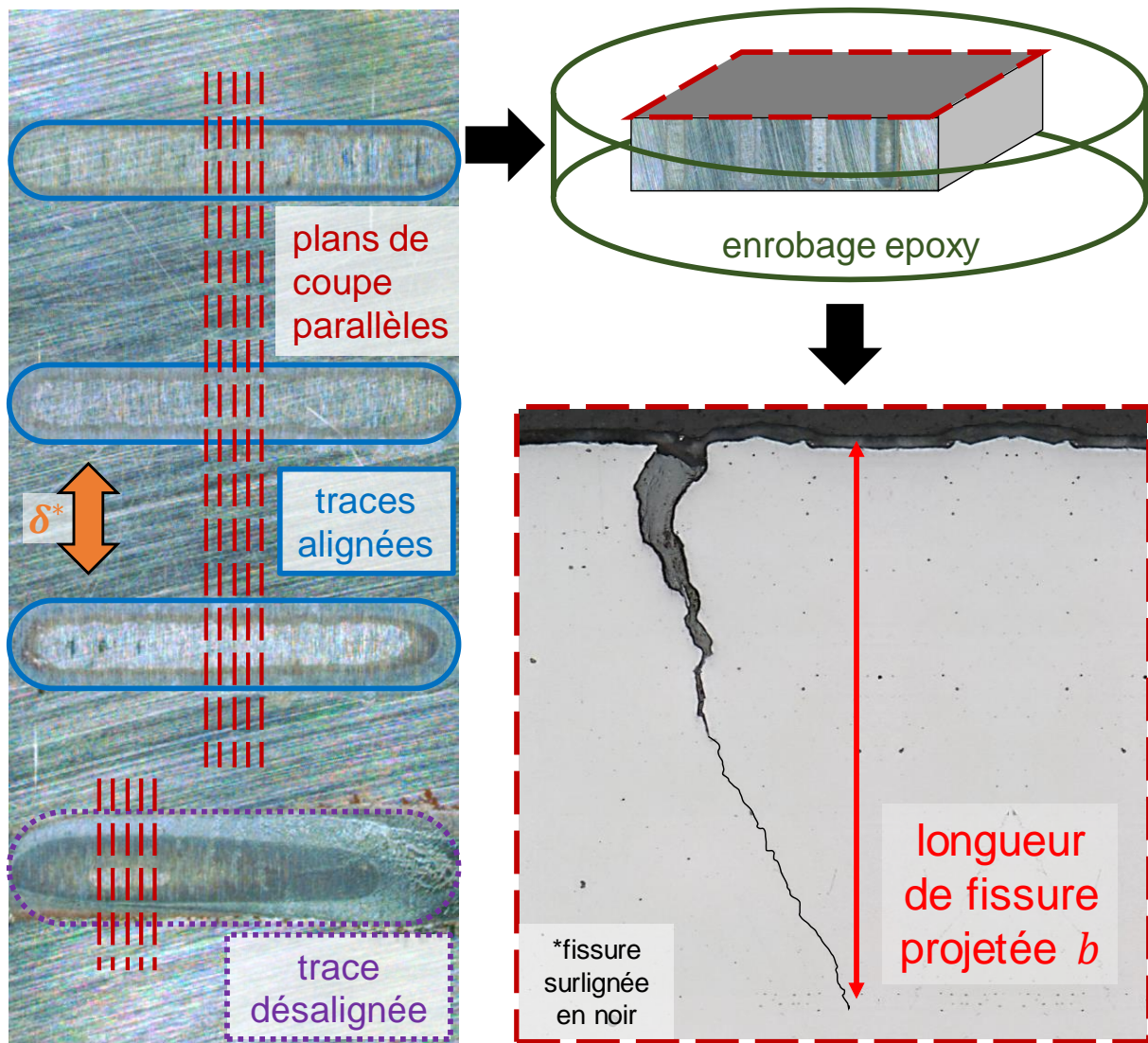


Figure III-7 : Processus de mesure des fissures après essai de fretting simple en cylindre/plan

La valeur retenue pour mesurer la taille de la fissure est la longueur projetée de fissure b sur la normale à la surface, en d'autres termes, la profondeur maximale atteinte par la fissure. Ce choix de longueur projetée de fissure a été préféré à la longueur réelle car c'est une convention établie que l'on retrouve dans la littérature [85,86] qui permet de s'affranchir des variations d'angles et de trajets qui peuvent survenir selon l'orientation et la taille des grains.

Suite au polissage « miroir », il est possible de réaliser une attaque chimique avec une solution de Nital 5% pendant 10 secondes afin de révéler la microstructure et le chemin de la fissure à travers cette dernière. La Figure III-8 montre ainsi d'une part que la fissure apparaît en bord de contact, ce qui correspond à la zone de plus fortes contraintes de chargement, et d'autre part que la propagation de fissure est principalement transgranulaire, que ce soit dans la ferrite ou dans la perlite.

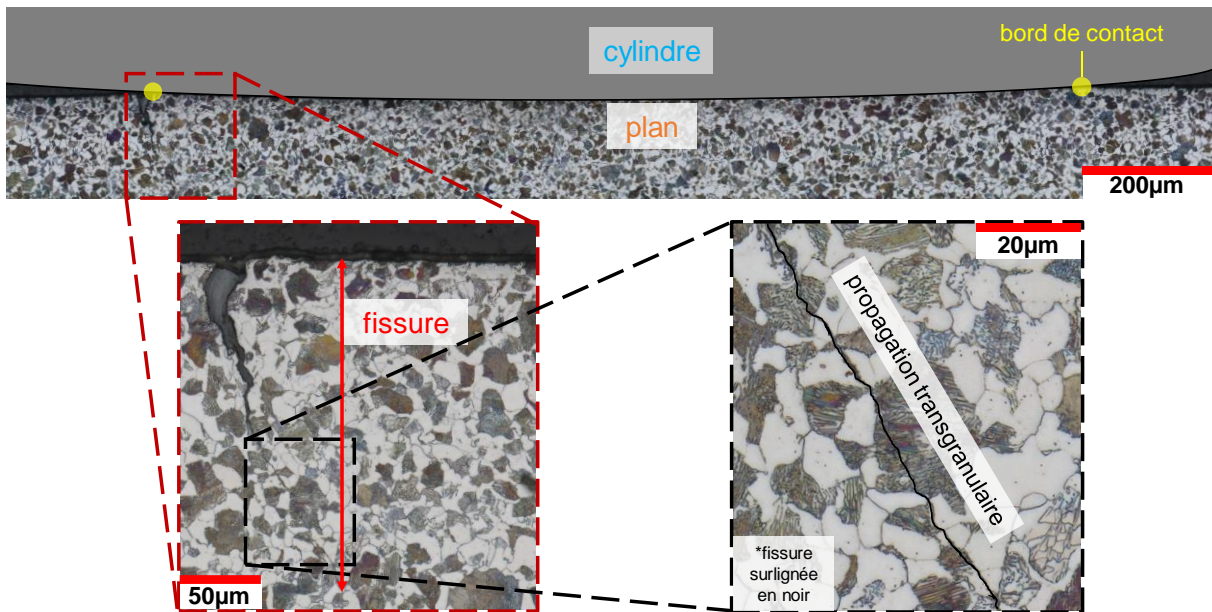


Figure III-8 : Amorçage et propagation de la fissure dans la microstructure d'un acier C35 ($d = 12\mu\text{m}$) au cours d'un essai de fretting simple en cylindre/plan

Grâce aux longueurs de fissure relevées, il est possible de tracer l'évolution de la longueur maximale de fissure projetée b en fonction de l'amplitude de force tangentielle Q^* (Figure III-9).

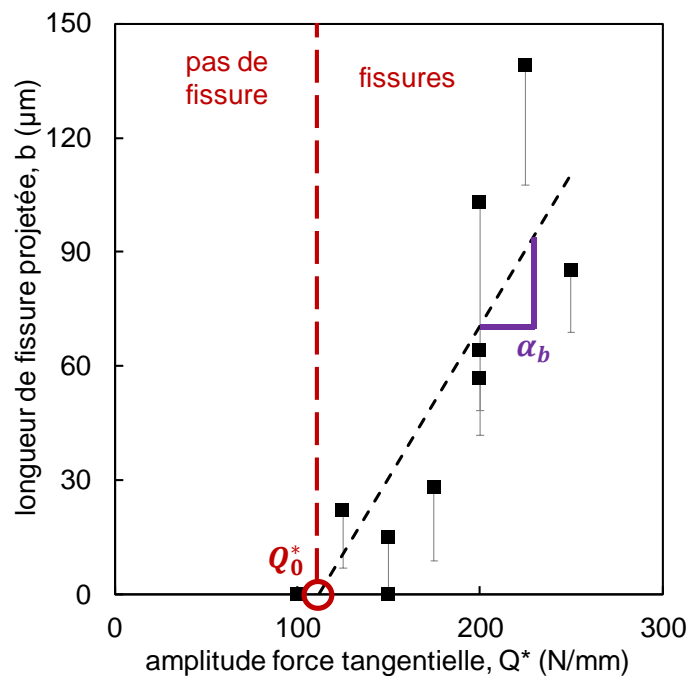


Figure III-9 : Exemple de courbe de fretting pour un acier C35 (longueur projetée de fissure en fonction de l'amplitude de force tangentielle) ($d=29\mu\text{m}$, $P=500\text{N/mm}$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15\text{Hz}$, $L=8\text{mm}$, $R_c=40\text{mm}$)

Deux zones se distinguent : une première pour les faibles amplitudes d'effort tangentielle où il n'y a pas de fissures, et une seconde où la longueur de fissure projetée augmente de façon affine avec Q^* . On peut alors définir un seuil d'amorçage Q_0^* , qui correspond à la limite entre ces deux zones, et une pente de la courbe de tendance α_b qui traduit la sensibilité de la propagation vis-à-vis de la force tangentielle appliquée.

Maintenant que l'ensemble du protocole expérimental a été détaillé, il va être utilisé par la suite pour réaliser une étude paramétrique de l'amorçage de fissure en fretting simple cylindre/plan.

III.3. Etude paramétrique

Deux campagnes d'essais ont été menées. Une première où le rayon du cylindre R_c est fixé à 40mm et où la taille de grain d varie de 3 à 29 μm pour étudier l'impact de la microstructure sur la fissuration en fretting. Une seconde où d est choisie à 12 μm et où trois rayons de cylindre sont considérés entre 20 et 80mm afin de discuter la stabilité de la méthode de la distance critique vis-à-vis du gradient de contraintes dans les prochains chapitres (*cf.* Chapitres V et VI). Le graphe du plan des essais est présenté en Figure III-10 et les résultats de ces deux campagnes sont présentés dans les paragraphes suivants.

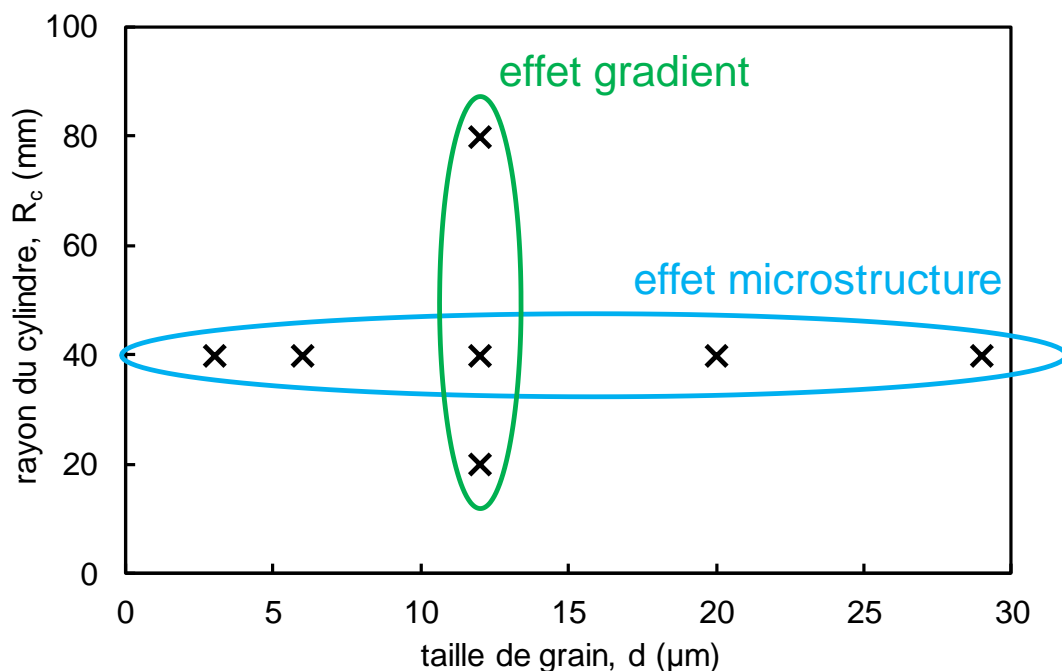


Figure III-10 : Cartographie des campagnes d'essais de fretting simple en cylindre/plan

III.3.1. Influence de la microstructure

Pour observer l'influence de la microstructure sur l'amorçage de fissure en fretting simple, des essais cylindre/plan tels que décrits dans la partie III.2.1. avec un rayon de cylindre R_c fixé à 40mm sont réalisés. Les courbes d'amorçage en fretting simple, pour les cinq tailles de grains d obtenues par traitements thermiques dans la partie II.3., sont répertoriées en Figure III-11. Les points représentent ainsi la valeur maximale de fissure mesurée pour un essai de fretting et les barres d'erreur donnent l'écart-type des mesures sur les différents plans de coupe réalisés. L'ensemble des mesures réalisées ainsi que d'autres exemples d'images de fissures au microscope sont donnés en Annexe 2.

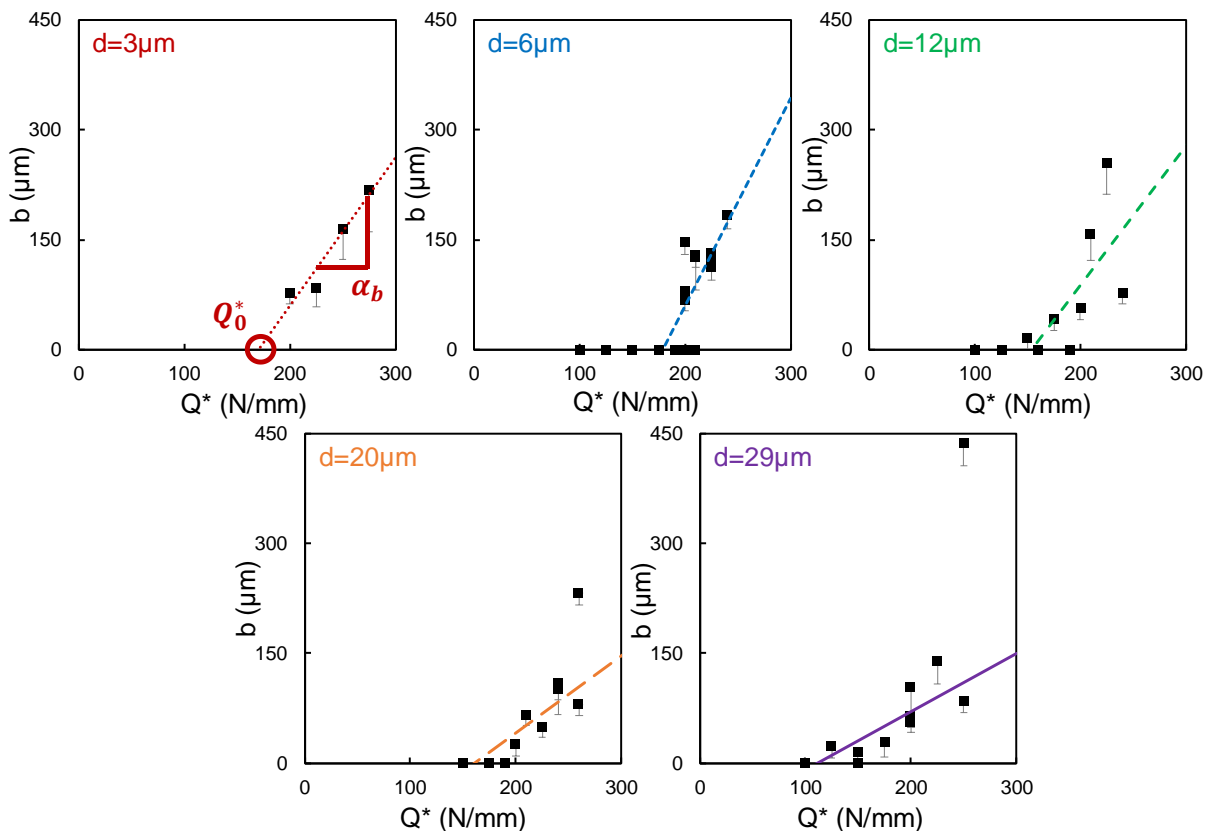


Figure III-11 : Longueur projetée de fissure b en fonction de l'amplitude force tangentielle Q^* en fretting simple cylindre/plan pour 5 tailles de grains d'un acier C35 ($P=4000\text{N}$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15\text{Hz}$, $L=8\text{mm}$, $R_c=40\text{mm}$)

Les courbes de tendance pour chaque microstructure sont retracées sur un même graphe dans la Figure III-12.

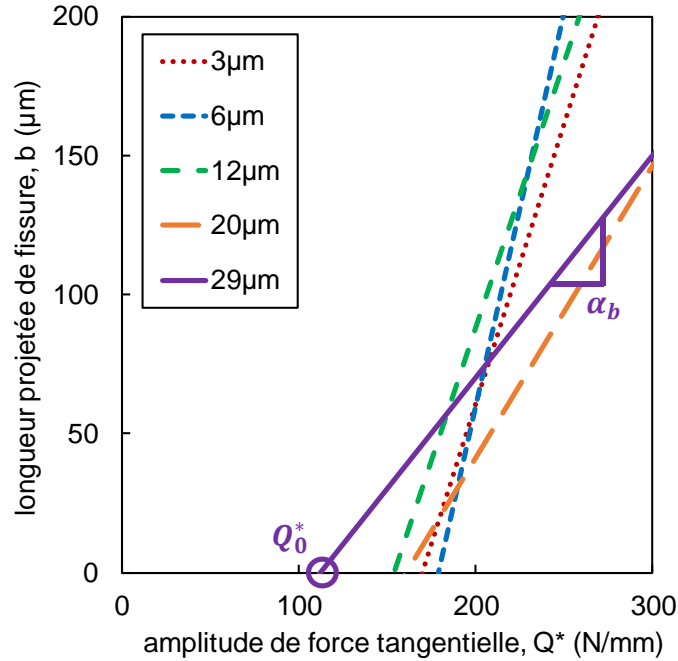


Figure III-12 : Courbes de tendance des courbes de fretting simple cylindre/plan pour 5 tailles de grains d'un acier C35 ($P=4000N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $R_c=40mm$)

Il apparaît de manière évidente que le comportement de l'acier C35 en fissuration due à la sollicitation de fretting simple est fortement dépendant de la taille des grains de la microstructure. Comme expliqué plus tôt (Figure III-9), il est possible de définir un seuil d'amorçage Q_0^* et une pente de courbe de tendance α_b qui sont répertoriés dans le Tableau III-3. L'évolution de la longueur de fissure projetée b en fonction de Q^* est alors donnée par la relation suivante :

$$\begin{aligned} b &= 0 && \text{si } Q^* < Q_0^* \\ b &= \alpha_b \times (Q^* - Q_0^*) && \text{si } Q^* > Q_0^* \end{aligned} \quad \text{(III-1)}$$

Les courbes d'évolution de Q_0^* et α_b en fonction de la taille de grains sont données en Figure III-13.

Tableau III-3 : Seuils d'amorçage à $0\mu m$ et pentes de la courbe de tendance des courbes de fretting simple cylindre/plan pour différentes tailles de grain d'un acier C35 ($P=4000N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $R_c=40mm$)

d (μm)	3	6	12	20	29
Q_0^* (N/mm)	170	179	153	161	112
α_b ($\mu m \cdot mm/N$)	2.01	2.84	1.91	1.05	0.80

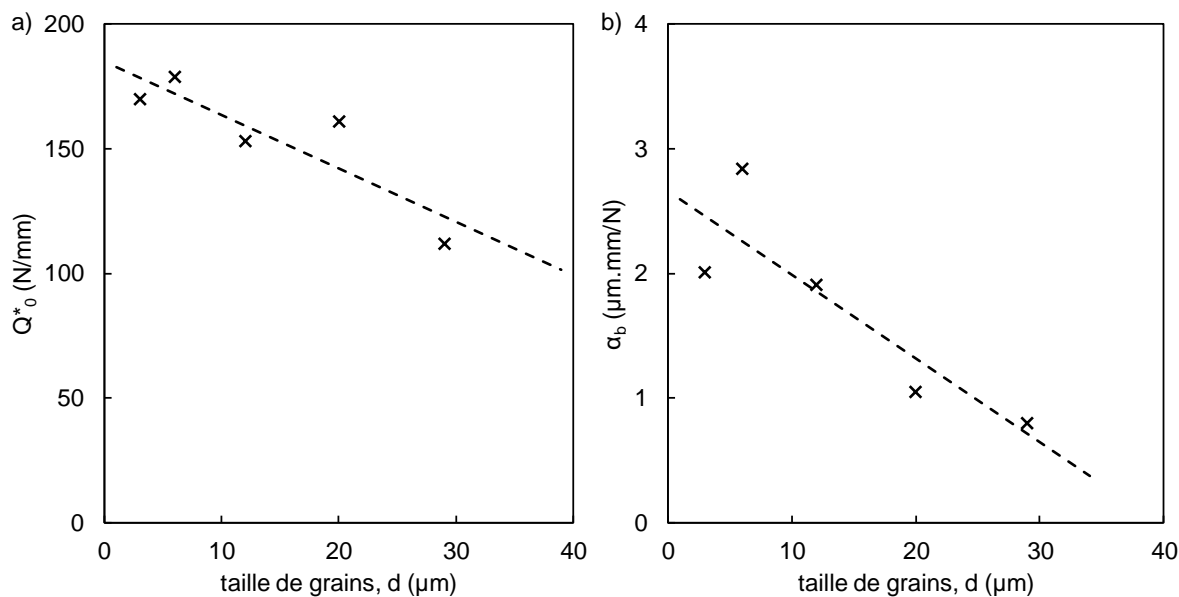


Figure III-13 : a) Seuil d'amorçage à $0\mu\text{m}$ Q_0^* et b) Pente de la courbe de tendance α_b des courbes de fretting simple cylindre/plan en fonction de la taille de grain d'un acier C35 ($P=4000\text{N}$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15\text{Hz}$, $L=8\text{mm}$, $R_c=40\text{mm}$)

On remarque que le seuil d'apparition de fissure décroît avec la taille de grains. Ce résultat est analogue à ce que l'on peut observer en fatigue où la limite de fatigue est plus faible pour les microstructures à gros grains que pour les microstructures fines (cf. parties I.5.1. et II.5.2.). De même, la pente de la courbe de tendance est plus faible pour les grandes tailles de grains, ce qui traduit une sensibilité plus faible de la propagation de fissure à une variation d'effort tangentiel. Cette observation est encore une fois similaire à ce que l'on retrouve en fatigue où les gros grains, bien que moins bons en amorçage (limite de fatigue plus faible), sont meilleurs pour entraver la propagation (plus ductiles et tenaces) [50].

III.3.2. Influence du gradient de contraintes

En parallèle à l'effet de la microstructure, l'influence du gradient de contraintes sur la fissuration a été étudié. Afin de jouer sur le gradient de contraintes, des essais de fretting simple cylindre/plan ont été réalisés avec différents rayons de cylindre. En effet, un rayon de cylindre plus faible entraîne un gradient de contraintes plus fort sous le contact (Figure III-14).

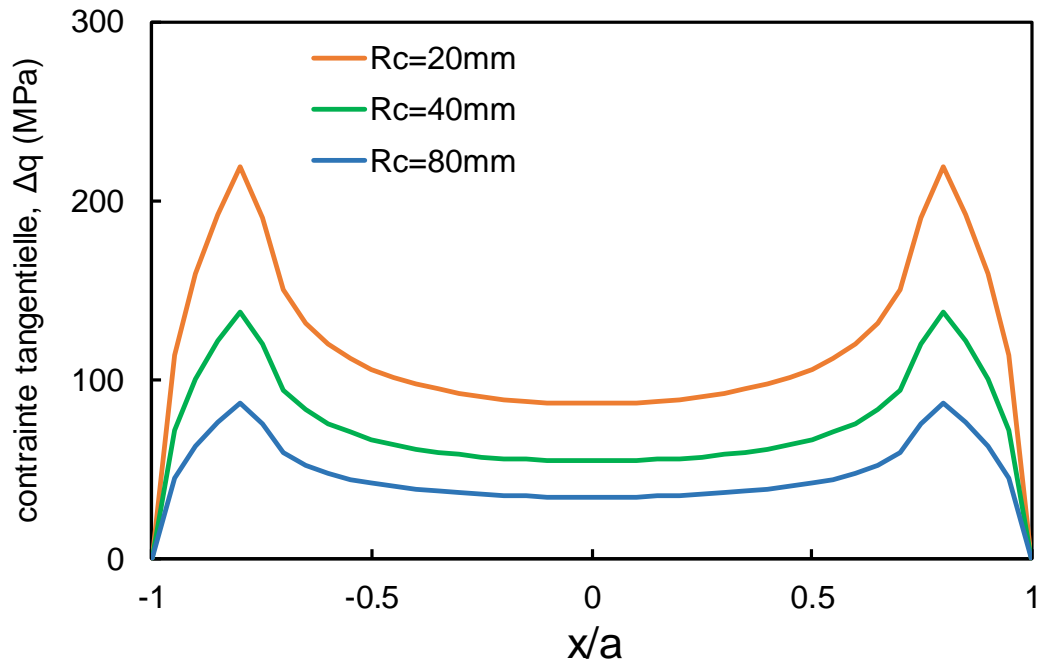


Figure III-14 : Distribution des contraintes de cisaillement d'après le modèle de Mindlin [4], sous la surface, le long d'un contact de fretting cylindre/plan pour différents rayons ($P=4000N$, $Q^*/P=0.5$, $L=8mm$, $d=12\mu m$)

Les courbes de fretting pour des rayons R_c de 20, 40 et 80mm et une taille de grains d de $12\mu m$ sont présentées en Figure III-15. A nouveau, toutes les mesures réalisées sont données en Annexe 2.

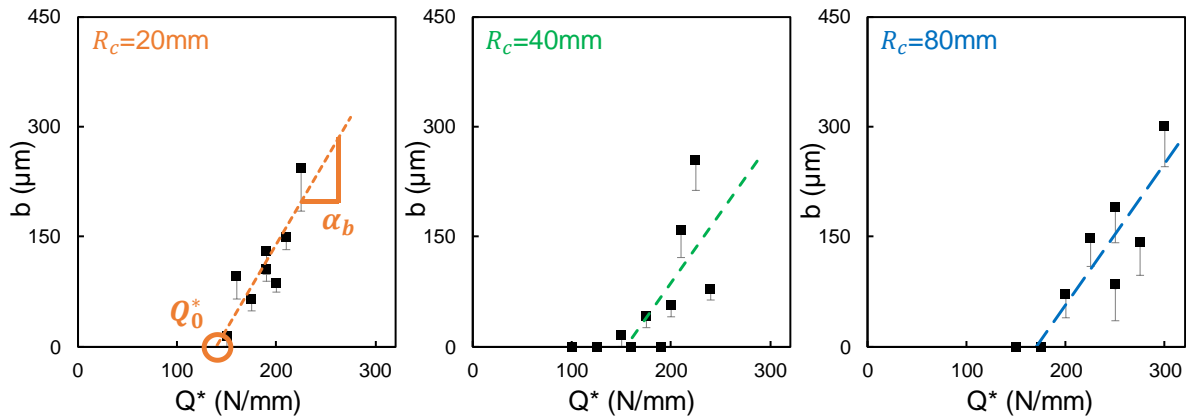


Figure III-15 : Longueur projetée de fissure b en fonction de l'amplitude force tangentielle Q^* en fretting simple cylindre/plan d'un acier C35 pour 3 rayons de cylindre ($P=4000N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $d=12\mu m$)

Les courbes de tendance pour les trois configurations sont répertoriées en Figure III-16. Les seuils d'amorçage Q_0^* et les pentes des courbes de tendance α_b sont retranscrits dans le Tableau III-4 et en Figure III-17.

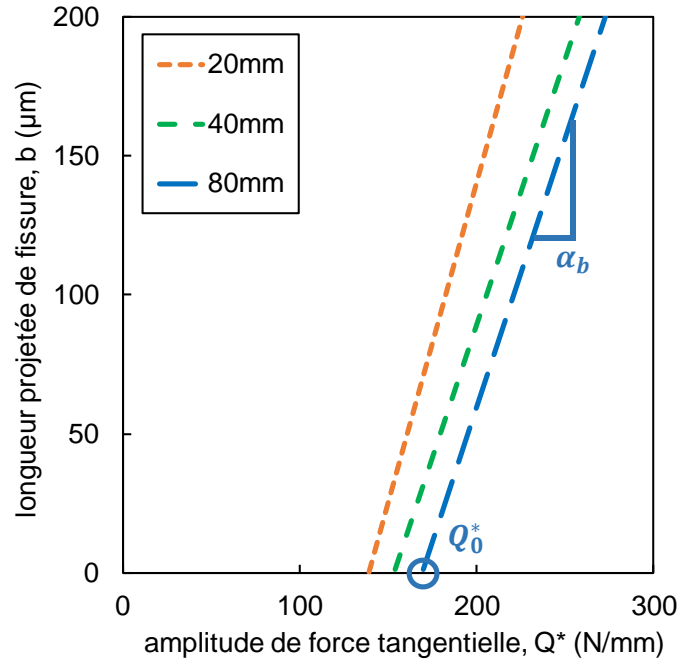


Figure III-16 : Courbes de tendance des courbes de fretting simple cylindre/plan d'un acier C35 pour 3 rayons de cylindre ($P=4000N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $d=12\mu m$)

Tableau III-4 : Seuils d'amorçage à $0\mu m$ et pentes de la courbe de tendance des courbes de fretting simple cylindre/plan d'un acier C35 pour différents rayons de cylindre ($P=4000N$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15Hz$, $L=8mm$, $d=12\mu m$)

R_c (mm)	20	40	80
Q_0^* (N/mm)	139	153	170
α_b ($\mu m \cdot mm/N$)	2.30	1.91	1.93

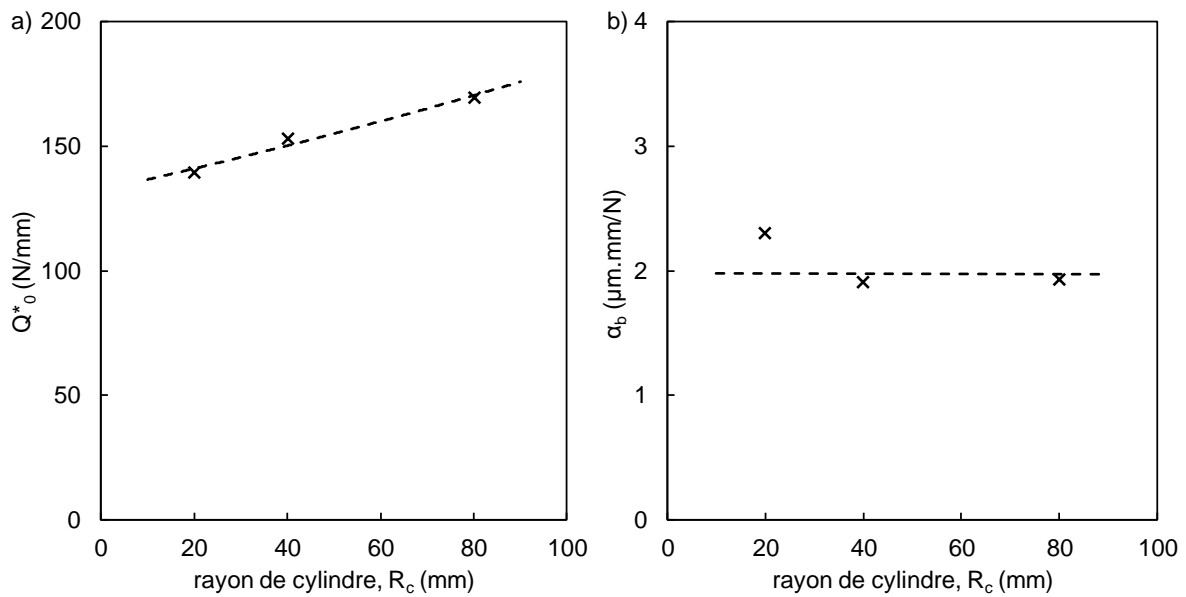


Figure III-17 : a) Seuil d'amorçage à $0\mu\text{m}$ Q_0^* et b) Pente de la courbe de tendance α_b des courbes de fretting simple cylindre/plan d'un acier C35 en fonction du rayon de cylindre ($P=4000\text{N}$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15\text{Hz}$, $L=8\text{mm}$, $d=12\mu\text{m}$)

On remarque tout d'abord que le seuil d'amorçage est plus faible pour les plus petits rayons de cylindre, c'est-à-dire pour les gradients les plus forts, ce qui est cohérent avec les travaux de la littérature en fretting simple [32] mais aussi en fatigue avec entaille [87]. Par contre, la pente semble stable avec le rayon de cylindre, ce qui tend à indiquer que le gradient de contraintes n'a que peu d'influence sur la sensibilité de la taille de fissure en fretting à l'effort tangentiel.

L'ensemble de cette étude expérimentale a permis de faire le lien entre amorçage de fissure en fretting simple, taille de la microstructure et gradient de contraintes en s'intéressant à la longueur projetée de fissure en fonction de l'amplitude d'effort tangentiel imposé. Cependant, avant de pouvoir utiliser ses résultats pour appliquer la démarche de la distance critique, la question de la longueur critique d'amorçage à prendre en compte doit être discutée.

III.4. Longueur critique d'amorçage

Dans les parties précédentes, on a considéré le seuil d'amorçage comme étant la limite entre les amplitudes de force tangentielle pour lesquelles on observe des fissures et celles pour lesquelles on n'en voit pas, ce qui revient à considérer une longueur d'amorçage à $0\mu\text{m}$.

Cependant, cette définition de l'amorçage est purement théorique car il est impossible de définir une fissure de $0\mu\text{m}$. Dans les faits, il est même difficile d'observer au microscope une fissure de moins de $10\mu\text{m}$. C'est pourquoi, dans la littérature, la longueur critique d'amorçage est la plupart du temps choisie à une longueur non nulle ($10\mu\text{m}$, $20\mu\text{m}$, $50\mu\text{m}$, ...) [14,35,88]. Cette variation dans les longueurs considérées pour l'amorçage montre également qu'il manque un consensus sur ce qui est considéré comme un défaut amorcé.

Afin de mieux formaliser ce point et d'établir comment le choix d'une longueur de fissuration associée à l'amorçage b_{CN} peut influencer la modélisation de l'amorçage, plusieurs longueurs b_{CN} sont considérées telles que présentées en Figure III-18. La première est celle implicitement utilisée jusqu'ici, à savoir un amorçage théorique à $0\mu\text{m}$. Même si elle a ses limites physiques, elle servira de base de comparaison avec les autres.

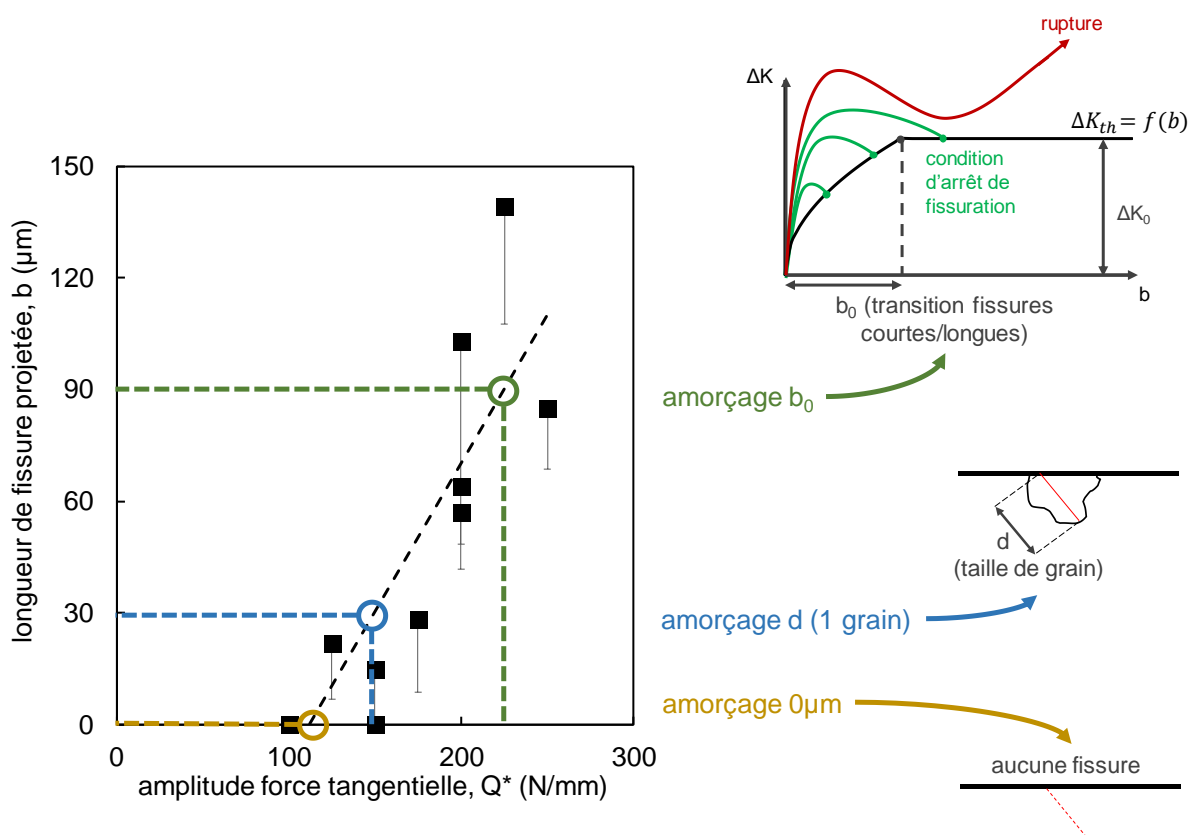


Figure III-18 : Illustration des hypothèses de longueur critique d'amorçage

La deuxième hypothèse considère l'amorçage à une taille de grains ($b_{CN} = d$). Dans ce cas, la fissure est supposée amorcée à partir du moment où elle a traversé au moins un grain. Cette longueur est intéressante d'un point de vue physique car il est possible de faire l'analogie avec le comportement en fatigue où la taille de grains est la taille critique qui va définir la limite de fatigue (bandes de glissement) [50,89]. En particulier, en fatigue à grand nombre de cycles (HCF), la phase de propagation étant négligeable par rapport à l'amorçage, on peut relier la taille de grains à une taille critique de défaut à l'amorçage. Par ailleurs, le phénomène de HCF

peut être associé aux phénomènes plastiques à l'échelle du grain (rodage élastique, rodage plastique, ...) puisque c'est la microplasticité qui va entraîner l'amorçage de fissure et donc la rupture complète du matériau. De ce fait, une longueur inférieure à la taille de grains ne semble pas pertinente pour identifier une contrainte équivalente.

Enfin, une longueur d'amorçage plus grande est envisagée à la transition fissures courtes / fissures longues ($b_{CN} = b_0$). Cette valeur intrinsèque au matériau caractérise un changement de cinétique de propagation. Aussi, en se plaçant dans le cas de fissures longues, on considère un défaut propageant. Cette définition de l'amorçage revient donc à prendre en compte une fissure suffisamment grande pour entraîner la rupture complète du matériau dans le cas d'une sollicitation couplée de fretting-fatigue par exemple. De plus, cette hypothèse permettra de faire le lien avec l'approximation de Taylor présentée en partie I.4.3. qui énonce que $\ell_{PM} = 0.5b_0$. En particulier, elle permettra de discuter de la pertinence de cette approximation qui est aujourd'hui couramment utilisée dans la littérature [43,44,90].

III.5. Conclusion

Dans ce chapitre, l'ensemble du processus des essais de fretting simple en cylindre/plan a été exposé, depuis la mise en place des essais expérimentaux jusqu'à la discussion des résultats d'amorçage de fissure.

Le montage et la méthode expérimentale ont été détaillés ainsi que les matériaux utilisés et les paramètres de chaque essai. En particulier, la carte des essais réalisés pour étudier l'effet de la microstructure et l'effet du gradient de contraintes sur l'amorçage de fissure a été présentée. Le protocole d'expertise pour mesurer les fissures résultantes des essais a également été détaillé avec une discussion sur le chemin de fissuration.

Par la suite, les courbes d'amorçage en fretting simple (longueur maximale de fissure projetée en fonction de l'amplitude de force tangentielle) ont été tracées pour les deux campagnes effectuées. Il apparaît que le comportement en amorçage est très dépendant de la microstructure : le seuil d'amorçage à $0\mu m$ décroît avec la taille de grains qui augmente, de même pour la sensibilité en propagation à l'effort tangentiel. Pour l'étude de l'influence du gradient de contraintes, il a été observé que le seuil d'amorçage à $0\mu m$ est plus élevé pour les plus grands rayons de cylindre, c'est-à-dire pour les gradients de contraintes les moins sévères, là où la sensibilité en propagation à l'effort tangentiel semble stable avec le rayon.

Enfin, une discussion a été menée autour de la longueur critique d'amorçage à considérer et plusieurs hypothèses d'amorçage ont été présentées : à $0\mu m$, à une taille de grain d et à la transition fissures courtes / fissures longues b_0 . La démarche pour le calcul de la valeur de b_0 pour chaque microstructure sera détaillée en Chapitre IV.

L'ensemble des résultats en amorçage recensés ici sera ensuite utilisé dans les Chapitres V et VI dans la démarche de détermination de la distance critique.

Chapitre IV

Comportement en arrêt de fissuration

IV.1. Introduction

Ce chapitre a pour objectif de déterminer les paramètres d'arrêt de fissuration d'un acier C35 par une méthode inverse pour différentes tailles de grains afin de déterminer la transition fissures courtes / fissures longues b_0 .

Dans un premier temps, le modèle éléments finis 3D nécessaire à l'application de cette méthode sera présenté avec toutes ses caractéristiques (géométries, conditions limites, maillage, ...). Le principe d'insertion d'une fissure dans ce modèle grâce au logiciel Z-cracks sera ensuite détaillé. Cette insertion permettra notamment de remonter aux facteurs d'intensité des contraintes (FIC) en fond d'entaille.

En suivant, ces FIC serviront à tracer le diagramme de Kitagawa-Takahashi pour chacune des microstructures étudiées et à obtenir l'amplitude du seuil d'arrêt de fissuration du FIC associé aux fissures longues ΔK_0 et par la suite les valeurs de b_0 .

IV.2. Rappels sur l'arrêt de fissuration

Comme il a été expliqué dans le Chapitre I, le seuil d'arrêt de fissuration ΔK_{th} sur la courbe de vitesse de propagation décrit l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK en-dessous de laquelle la fissure arrête de se propager (Figure IV-1).

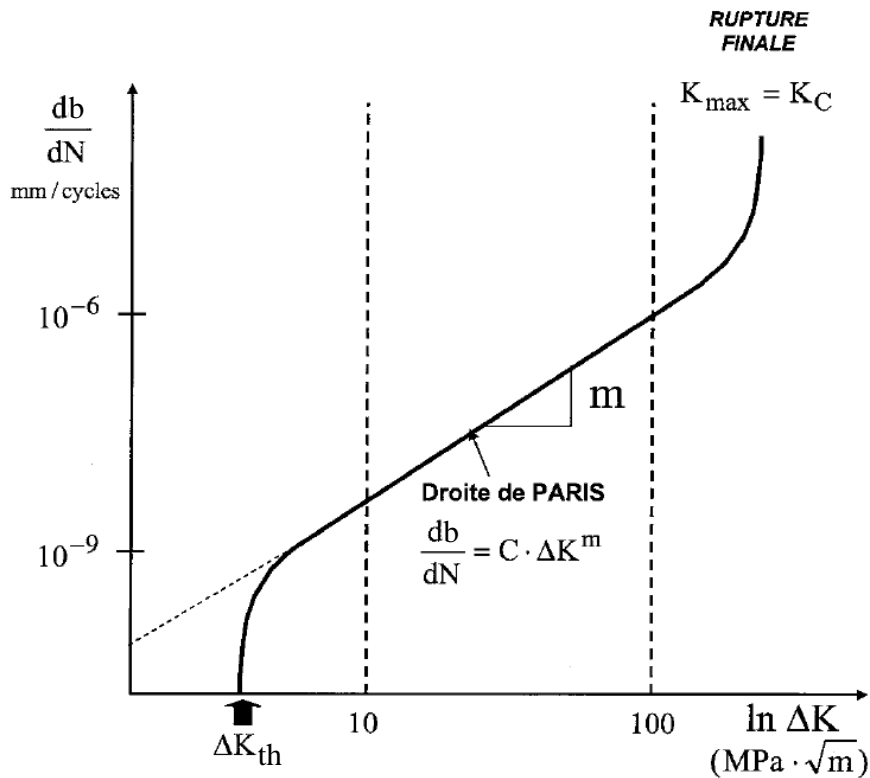


Figure IV-1 : Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du FIC (d'après [21])

Afin de déterminer ce seuil pour les fissures longues ΔK_0 et par la suite la transition fissures courtes / fissures longues b_0 , il faut tracer un diagramme de Kitagawa-Takahashi [22] (Figure IV-2).

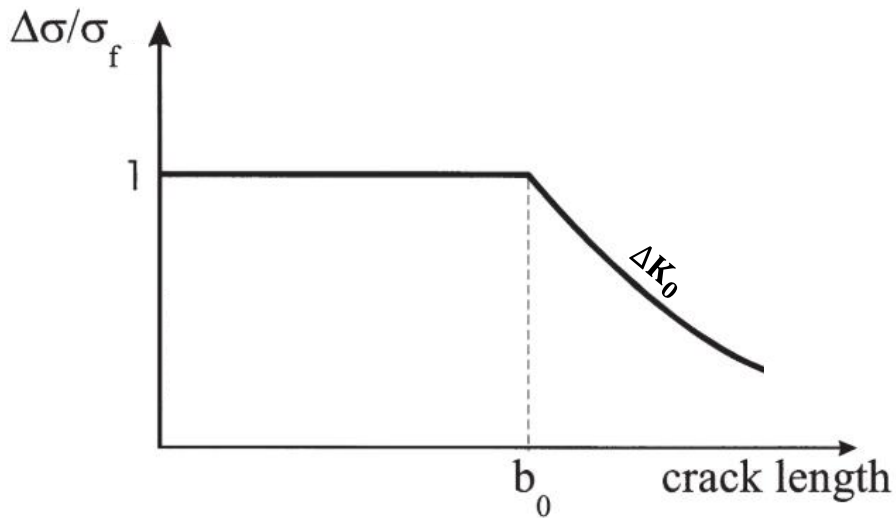


Figure IV-2 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi (d'après [23])

La méthode la plus couramment utilisée pour obtenir une telle courbe est celle des essais C(T) [91]. Ces essais permettent non seulement de faire du suivi de fissuration pendant des essais de fatigue en traction mais aussi de pouvoir remonter à la ténacité du matériau.

Le principe est de réaliser des essais de traction cyclique sur des éprouvettes entaillée (Figure IV-3). Ces éprouvettes sont pré-fissurées par fatigue pour atteindre une certaine longueur b de fissure, puis ces éprouvettes sont utilisées dans des essais de traction cyclique à un certain rapport de charge $R > 0$.

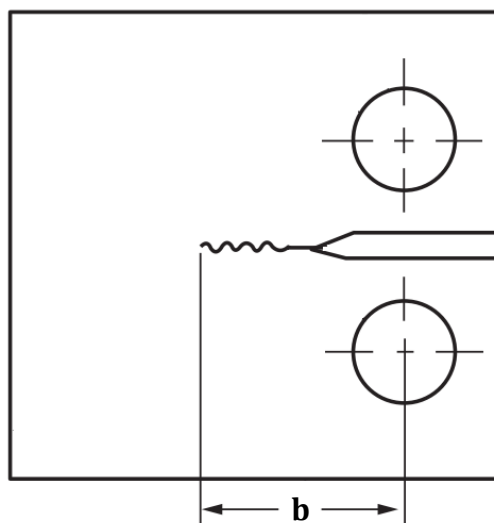


Figure IV-3 : Schéma des éprouvettes C(T) (d'après [91])

La forme spécifique de l'éprouvette permet de suivre l'évolution de la fissure au court de l'essai et donc de connaître sa vitesse de propagation db/dN . Par ailleurs, connaissant la géométrie et le chargement imposé, ΔK peut être calculé. La courbe de la Figure IV-1 peut ensuite être tracée, permettant de connaître le seuil d'arrêt de fissuration ΔK_{th} pour une longueur de préfissure b donnée. En répétant cet essai pour différentes longueurs de préfissure, il est possible de tracer un diagramme complet de Kitagawa-Takahashi, soit sous sa forme directe (Figure IV-2), soit plus simplement sous sa forme inverse (Figure IV-4).

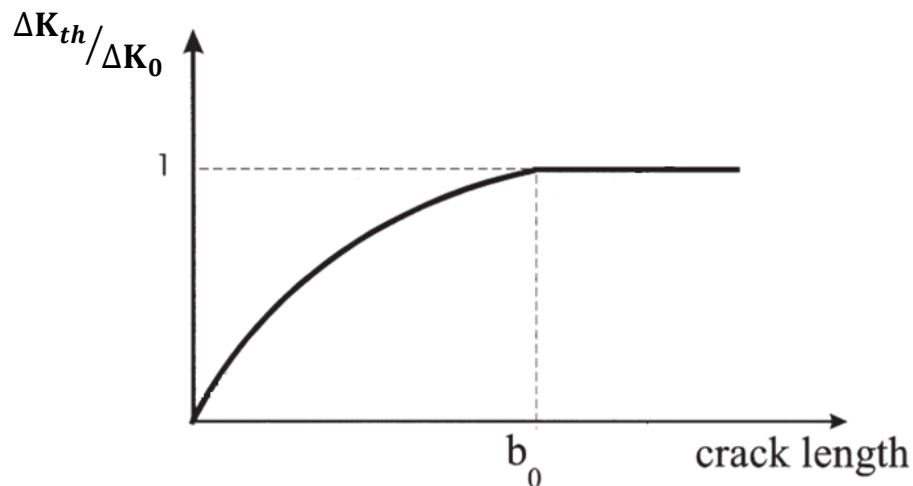


Figure IV-4 : Diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi (d'après [23])

Il est alors aisé de repérer le seuil d'arrêt de fissuration lié aux longues fissures ΔK_0 ainsi que la transition fissures courtes / fissures longues b_0 sur un tel graphique.

Cependant, même si cette méthode est très efficace pour déterminer ces valeurs en plus de fournir beaucoup d'informations sur la cinétique de propagation, elle est relativement coûteuse en temps et en matériau. D'autant plus que, dans le cas de cette étude, une telle campagne devrait être menée pour l'ensemble des cinq microstructures.

IV.3. Méthode inverse

Afin de ne pas relancer une campagne d'essais complète pour chaque microstructure étudiée, et parce que les résultats de fissuration en fretting simple étaient déjà obtenus, le choix a été fait d'utiliser une méthode inverse telle que présentée par De Pannemaecker *et al.* [92]. Comme nous l'avons vu, la particularité du fretting est que, après une certaine profondeur, la fissure atteint forcément les conditions d'arrêt. Ainsi, en simulant les fissures arrêtées issues des essais de fretting simple et en déterminant les variations des FIC correspondantes à ces fissures, il est possible de remonter aux valeurs seuils d'arrêt de fissuration ΔK_{th} . Peuvent alors en être déduits le tracé d'un diagramme de Kitagawa-Takahashi et la transition fissures courtes / fissures longues b_0 .

IV.3.1. Modèle 3D avec entaille

IV.3.1.1. Modélisation du contact

Afin de calculer les FIC en fond d'entaille, un modèle 3D éléments finis du contact cylindre/plan a été implémenté en utilisant un code ABAQUS/Standard version 6.14-1 (Figure IV-5). Le choix d'un modèle 3D par rapport à un modèle 2D a été motivé par la volonté de prendre en compte la géométrie en forme de demi-ellipse de la fissure.

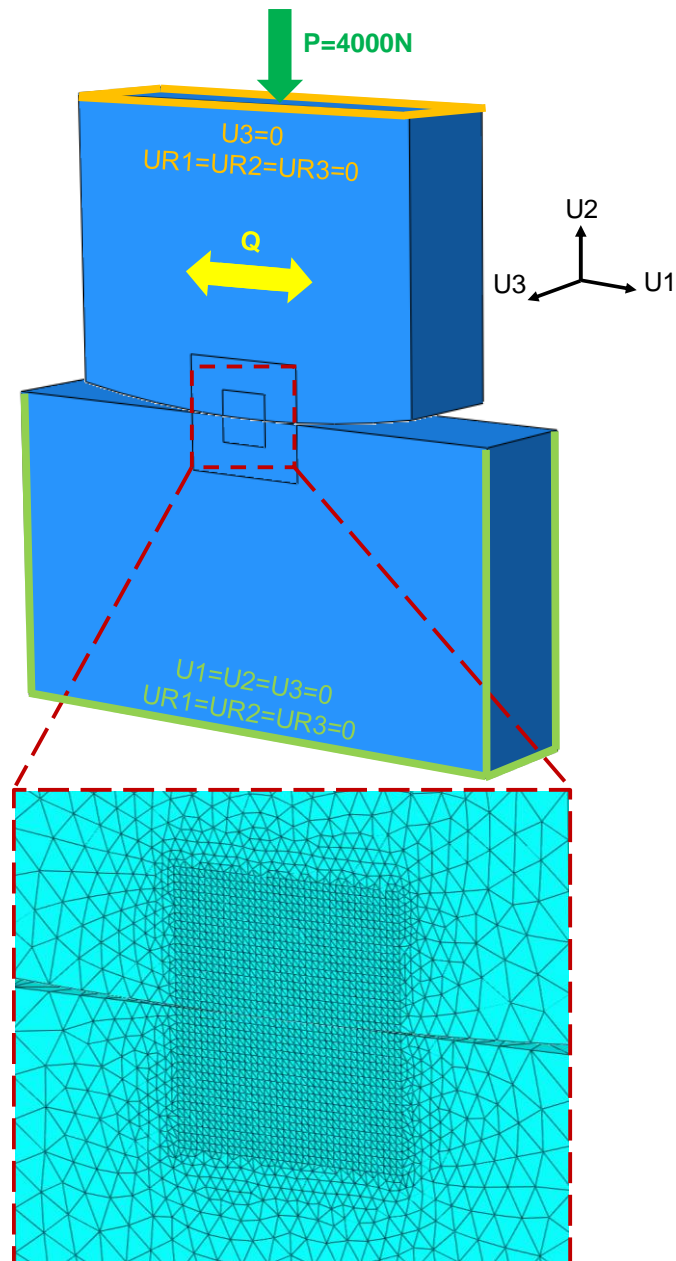


Figure IV-5 : Modèle 3D éléments finis du contact cylindre/plan

Les géométries et matériaux sont exactement les mêmes que ceux utilisés au cours des essais expérimentaux, à savoir un cylindre en 100Cr6 avec un rayon R_c de 40 ou 80mm selon le cas, et un plan parallélépipédique en acier C35, les deux ayant une largeur L de 4mm avec une symétrie selon U3 pour rendre compte de la largeur réelle de 8mm du contact. Le plan étant un solide homogène dans le modèle, la différence entre deux microstructures se traduit par une variation des propriétés mécaniques élastiques isotropes en utilisant les valeurs obtenues au Chapitre II (*cf.* partie II.4.1.) en fonction du traitement thermique appliqué.

Le maillage sous le contact est composé d'éléments standards tétraédriques (C3D4) de taille 50 μ m sur une zone de 1.8mm de large et 0.9mm de profondeur. L'intégration réduite est linéaire sans hourglass control. Le maillage devient de plus en plus grossier à mesure que l'on s'éloigne du contact avec des éléments tétraédriques (C3D4). Le contact est considéré Lagrangien avec une formulation de glissement fini et un coefficient de frottement appliqué au niveau de la zone de glissement de 0.9.

Au niveau des conditions aux limites, le plan est encastré ($U_1=U_2=U_3=UR_1=UR_2=UR_3=0$) et le cylindre est quant à lui bloqué en rotation ($UR_1=UR_2=UR_3=0$) mais aussi en translation suivant l'axe parallèle à la génératrice du contact ($U_3=0$). Ainsi, le contact est maintenu sans bloquer les degrés de liberté permettant d'appliquer les efforts normal et tangentiel.

IV.3.1.2. Implémentation d'une entaille

Une fissure est implémentée à l'intérieur du plan à l'aide du logiciel Z-cracks qui effectue un remaillage automatique autour de la fissure (Figure IV-6). Les entailles intégrées dans le contact représentent les fissures réelles obtenues après essais de fretting simple (*cf.* partie III.3.) et correspondent donc à des fissures arrêtées.

Les entailles sont insérées à l'endroit où elles apparaissent effectivement (*ie.* en bord de contact) avec une forme semi-elliptique semblable à celles que l'on peut observer en fretting [93]. La taille du demi grand axe de l'ellipse correspond à la moitié de la longueur du contact (soit 4mm) et la taille du demi petit axe à la longueur de la fissure simulée b (Figure IV-7).

Le coefficient de frottement entre les deux lèvres de la fissure est également considéré à 0.9. Cette valeur est posée égale à celle obtenue par essai de débattement variable (*cf.* partie III.2.1.). En effet, le coefficient de frottement reste très similaire entre un contact C35/100Cr6 et un contact C35/C35. Par ailleurs, l'étude paramétrique de Balmon *et al.* [94] montre qu'une erreur sur le coefficient de frottement entre les deux lèvres de la fissure n'a que peu d'influence dans le calcul des FIC dès lors qu'il est supérieur à 0.3 (ce qui est le cas pour une interface acier/acier sans lubrification).

Par ailleurs, le choix a été fait de prendre un angle d'insertion de 0°, plutôt que les 20° relevés en moyenne expérimentalement, car il n'a que très peu d'influence sur les facteurs

d'intensité des contraintes en fond d'entaille [94] et cela permet un remaillage plus propre. Le remaillage est effectué avec des éléments tétraédriques (C3D4) dans un cylindre de 0.5mm de rayon, centré sur la ligne du front de fissure. La taille de maille est minimale en pointe de fissure et définie à 5 μ m. Les éléments grandissent ensuite jusqu'à une taille compatible avec les éléments du modèle initial en bord de cylindre.

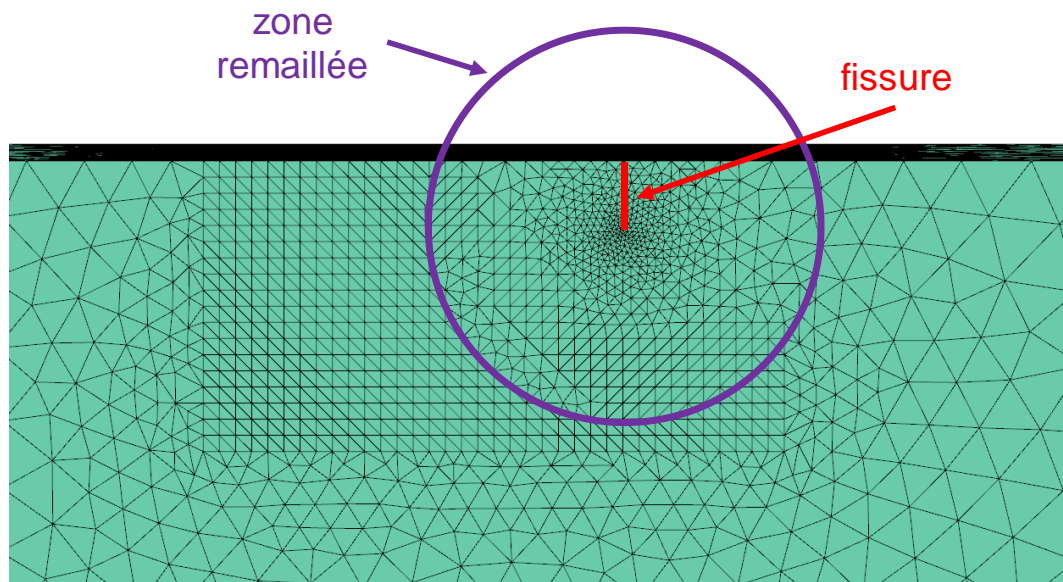


Figure IV-6 : Insertion de l'entaille et remaillage dans le modèle 3D contact cylindre/plan

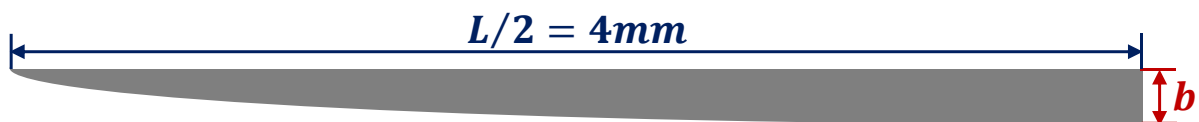


Figure IV-7 : Géométrie de la demi-entaille insérée dans le modèle 3D

Le chargement complet subi par le matériau est divisé en trois étapes de calcul : une phase d'indentation pour mettre les deux surfaces en contact, un phase d'application de l'effort normal $P = 500N/mm$ et une phase de fretting. Cette dernière étape consiste à appliquer la force tangentielle cyclique Q de forme sinusoïdale et d'amplitude Q^* correspondant à l'essai qui a permis d'obtenir la fissure simulée sur un cycle complet. Dans les faits, comme seul le comportement élastique des matériaux est pris en compte, 1,25 cycles sont simulés pour finir au maximum d'un cycle en terme d'effort et donc à l'ouverture maximale de la fissure (Figure IV-8).

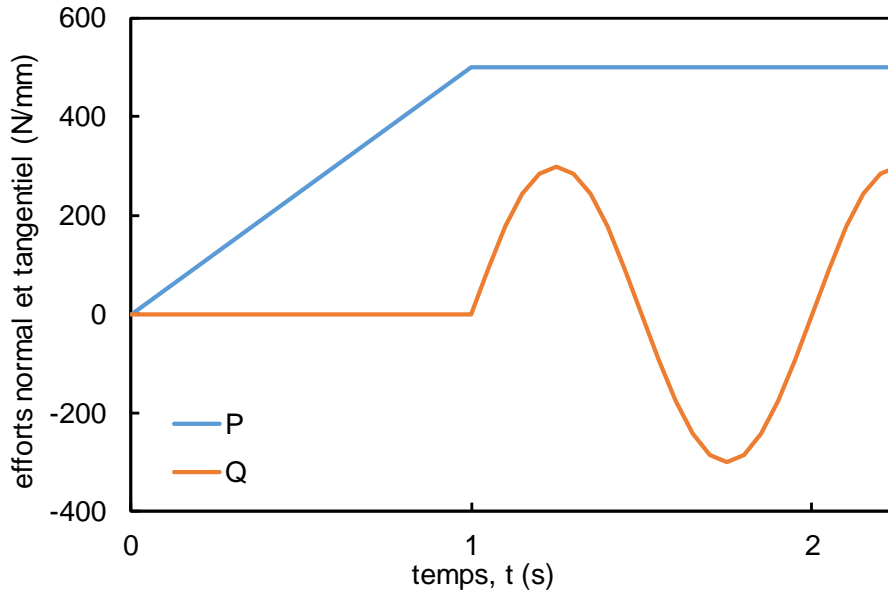


Figure IV-8 : Etapes de chargement au cours de la simulation numérique

IV.3.1.3. Obtention des facteurs d'intensité des contraintes en pointe de fissure

Ces simulations via ABAQUS et le logiciel Z-cracks permettent ainsi d'obtenir les champs de pression et de cisaillement au sein des matériaux mais aussi et surtout les facteurs d'intensité des contraintes en mode I, II et III (K_I , K_{II} et K_{III}) tout le long de la fissure et notamment en fond d'entaille. N'ayant aucune sollicitation dans la direction de la génératrice du contact, le mode III est complètement négligé.

La méthode G-theta utilisée dans Z-cracks pour calculer les FIC est celle décrite par Geniaut *et al.* [95]. Cette s'appuie sur le calcul du taux de libération d'énergie G par intégration tout le long du fond de fissure. Or G est lié aux FIC par la relation simplifiée d'Irwin :

$$G = \frac{1 - \nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1 + \nu}{E} K_{III}^2 \quad (IV-1)$$

Avec E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson du matériau.

En introduisant le champ de déplacement virtuel v^I (respectivement v^{II} et v^{III}), solution de Westergaard en ne considérant que le mode I (resp. mode II et mode III), il est possible de calculer un taux de libération virtuel $G^{v,I}$ (resp. $G^{v,II}$ et $G^{v,III}$) et d'en déduire la valeur de K_I (resp. K_{II} et K_{III}) à partir de la relation (IV-1) :

$$K_I = \sqrt{\frac{E}{1 - \nu^2} G^{v,I}} \quad (IV-2)$$

$$K_{II} = \sqrt{\frac{E}{1-\nu^2}} G^{\nu,II} \quad (IV-3)$$

$$K_{III} = \sqrt{\frac{E}{1+\nu}} G^{\nu,III} \quad (IV-4)$$

On obtient ainsi les valeurs de K_I et K_{II} le long du fond de fissure au cours du chargement (Figure IV-9).

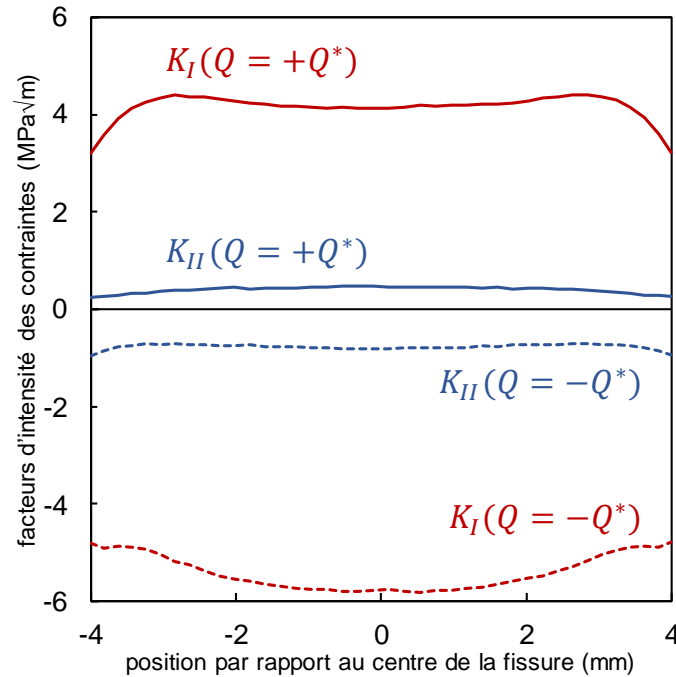


Figure IV-9 : Facteurs d'intensité des contraintes K_I et K_{II} le long du fond de l'entaille pour des efforts tangentiels égaux à $+Q^*$ (ouverture de fissure) et $-Q^*$ (fermeture de fissure)

Les $K_{I,max}$ et $K_{II,max}$ (respectivement $K_{I,min}$ et $K_{II,min}$) sont relevés au milieu de l'entaille, au moment du maximum (resp. du minimum) de la force tangentielle qui correspond à l'ouverture (resp. la fermeture) de la fissure.

On peut alors calculer l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK en fond d'entaille. Etant donné que les fissures simulées sont arrêtées (puisqu'obtenues après 1,000,000 de cycles de fretting), cette amplitude correspond à l'amplitude seuil d'arrêt de fissuration ΔK_{th} . On a donc la relation suivante [96] :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{fissure\ arrêtée} = \sqrt{K_{I,max}^2 + (K_{II,max} - K_{II,min})^2} \quad (IV-5)$$

Dans cette formulation, le $K_{I,min}$ n'est pas pris en compte (et donc considéré nul) car le rapport $R_{K_I} = K_{I,min}/K_{I,max}$ est négatif. Or, d'une part la fissure ne s'ouvre en mode I que

lors de la phase de tension ($K_I > 0$), et d'autre part un K_I négatif n'a pas de sens physique puisqu'il induirait une interpénétration des lèvres de la fissure qui n'est pas possible en réalité. Par ailleurs, puisque seul le comportement élastique du plan d'acier C35 est considéré, la plasticité en pointe de fissure est négligée.

IV.3.2. Diagramme de Kitagawa-Takahashi et paramètre d'El Haddad

Les valeurs de ΔK_{th} déterminées sont tracées en fonction de la longueur de fissure associée b (Figure IV-10) pour tracer un diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi.

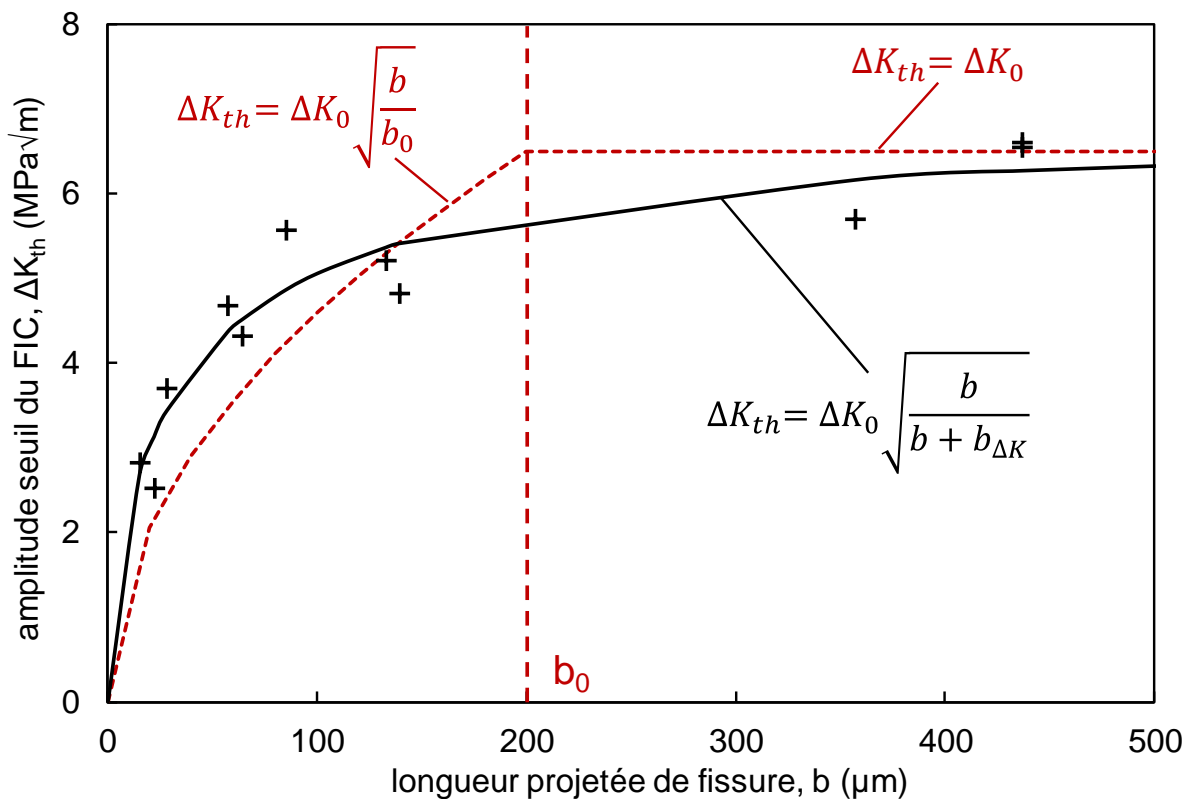


Figure IV-10 : Exemple de diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi pour un acier C35 (amplitude seuil du FIC en fonction de la longueur projetée de fissure) (pointillés rouges : approximation de Kitagawa ; trait noir : approximation de El Haddad)

L'évolution des valeurs ΔK_{th} montre une augmentation rapide au début suivi d'une stabilisation pour les grandes fissures à ΔK_0 . Il existe deux formulations principales pour décrire cette tendance :

- La formulation disjointe de Kitagawa (courbe en pointillés rouges) [22] :

$$\begin{aligned}\Delta K_{th} &= \Delta K_0 \sqrt{\frac{b}{b_0}} & \text{si } b < b_0 \\ \Delta K_{th} &= \Delta K_0 & \text{si } b \geq b_0\end{aligned}\quad (\text{IV-6})$$

- La formulation continue de El Haddad (courbe noire) [41] :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \sqrt{\frac{b}{b + b_{\Delta K}}}\quad (\text{IV-7})$$

Où $b_{\Delta K}$ est un paramètre d'identification de la courbe de tendance.

L'approximation d'El Haddad étant plus pertinente pour décrire le comportement en arrêt de fissuration étudié, c'est celle-ci qui sera appliquée. Le principe d'estimation de ΔK_0 et b_0 consiste ainsi à déterminer la valeur asymptotique de ΔK_0 en traçant la courbe d'équation (X) qui approche le mieux les valeurs expérimentales. La valeur de transition fissures courtes / fissures longues est alors obtenue en appliquant la formule du paramètre d'El Haddad [24] :

$$b_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_0}{Y \cdot \sigma_{d,-1}} \right)^2 \quad (\text{IV-8})$$

Avec $\sigma_{d,-1}$ la limite de fatigue en traction-compression ($R = -1$) obtenue au Chapitre II (partie II.5.2.) et Y un coefficient géométrique qui dépend de la forme de la fissure ($Y = 1.12$ pour les géométries considérées [64]).

L'approximation d'El Haddad ΔK_{th} permet une très bonne approche des résultats expérimentaux ce qui confirme la pertinence d'une part du formalisme d'El Haddad pour décrire l'évolution de ΔK_{th} , et d'autre part de la méthode d'estimation de ΔK_0 et b_0 appliquée.

Les paramètres b_0 ainsi identifiés permettront par la suite une discussion autour de la longueur critique d'amorçage et de l'approximation de Taylor pour la distance critique.

IV.4. Résultats

Cette démarche a été appliquée pour quatre des microstructures étudiées ($d = 6, 12, 20$ et $29\mu m$). Pour chaque taille de grains, l'ensemble des fissures obtenues a été simulé à l'aide du modèle 3D éléments finis présenté plus haut et du logiciel Z-cracks afin de déterminer les FIC en fond d'entaille. Il en résulte les diagrammes de Kitagawa-Takahashi répertoriés en Figure IV-11.

On peut relever sur ces courbes la valeur du seuil d'arrêt de fissuration du FIC associé aux fissures longues ΔK_0 pour chaque matériau. Ces valeurs sont données dans le Tableau IV-1.

Tableau IV-1 : Propriétés d'arrêt de fissuration de l'acier C35 pour différentes tailles de grains
 (* : valeurs obtenues par extrapolation via les équations (IV-9) et (IV-10))

d (μm)	3	6	12	20	29
ΔK_0 (MPa√m)	6.69*	6.95	6.22	6.34	6.84
b_0 (μm)	153*	179	170	187	236

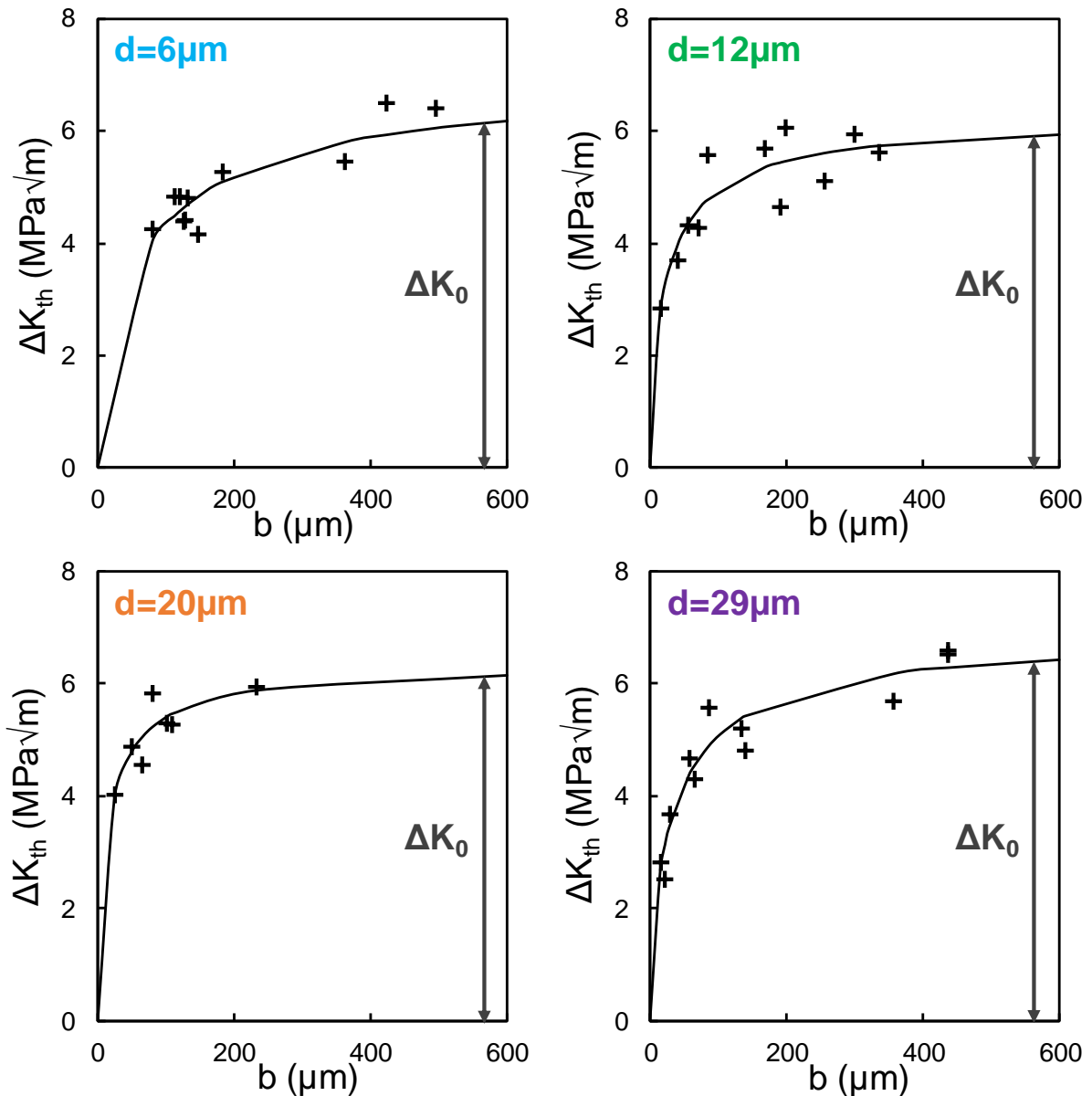


Figure IV-11 : Diagramme de Kitagawa-Takahashi pour différentes tailles de grains d'un acier C35 (amplitude seuil du FIC en fonction de la longueur projetée de fissure)

A partir de ces données, on peut d'ores et déjà tracer l'évolution de ΔK_0 en fonction de la taille de la microstructure (Figure IV-12). On remarque que le ΔK_0 semble constant avec la

taille de grains et la valeur de cette constante est donnée dans l'équation (IV-9). Par ailleurs, on peut noter que la valeur issue des travaux de Kubiak [72] et Yameogo [81] ($7MPa\sqrt{m}$) est également très proche de cette constante, ce qui consolide la pertinence de cette méthode.

$$\Delta K_0 = 6.69MPa\sqrt{m} \quad (IV-9)$$

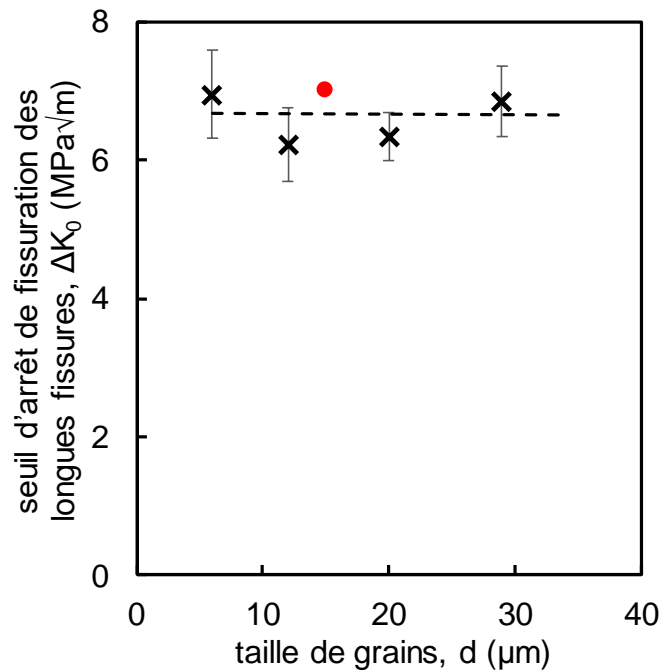


Figure IV-12 : Seuil d'arrêt de fissuration du FIC associé aux fissures longues en fonction de la taille de grains d'un acier C35 (croix noires : valeurs expérimentales ; rond rouge : référence des travaux de Kubiak et Yameogo)

Les barres d'erreur sont données par l'écart-type sur les valeurs de ΔK_{th} pour les fissures longues ($b > b_0$).

En appliquant la formulation du paramètre d'El Haddad (IV-8), la transition fissures courtes / fissures longues b_0 est définie pour chacune des microstructures. Les valeurs obtenues sont répertoriées dans le Tableau IV-1. Comme pour ΔK_0 , on trace l'évolution de b_0 en fonction de la taille de grains (Figure IV-13).

On note que la valeur de b_0 augmente avec la taille de grains. On peut décrire cette évolution affine avec l'équation (IV-10). A nouveau, la valeur issue des travaux de Kubiak [72] et Yameogo [81] (rond rouge) est très proche de celles obtenues dans cette étude, ce qui confirme à nouveau le bienfondé de cette méthode inverse.

$$b_0 = \alpha_{b_0} \times d + b_{0,0} \quad (IV-10)$$

Avec $\alpha_{b_0} = 2.65$ et $b_{0,0} = 145\mu m$.

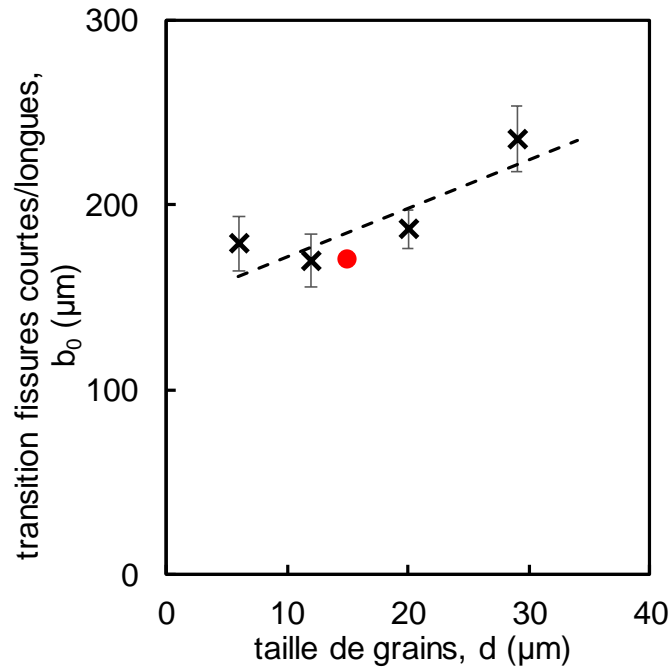


Figure IV-13 : Transition fissures courtes / fissures longues en fonction de la taille de grains d'un acier C35 (croix noires : valeurs expérimentales ; rond rouge : référence des travaux de Kubiak et Yameogo)

Le nombre d'essais de fretting effectués sur la microstructure de taille $d = 3\mu m$ étant trop faible, un trop petit nombre de fissures a pu être simulé pour cette taille de grains, ce qui n'a pas été suffisant pour tracer un diagramme de Kitagawa-Takahashi (notamment pas assez de longues fissures). Pour quand même obtenir les valeurs de ΔK_0 et b_0 , une extrapolation a été faite à partir des équations (IV-9) et (IV-10). Les valeurs extrapolées sont annotées d'un * dans le Tableau IV-1.

IV.5. Conclusion

Ce chapitre a permis la caractérisation des propriétés d'arrêt de fissuration de l'acier C35 pour les différentes tailles de grains considérées en utilisant une méthode inverse qui s'appuie sur les essais de fretting simple déjà réalisés.

Le modèle éléments finis avec entaille a été détaillé en s'attardant d'une part sur la définition du modèle et ses caractéristiques sous ABAQUS, et d'autre part sur l'implémentation de la fissure et le remaillage via le logiciel Z-cracks.

Cette méthode inverse, en simulant les fissures obtenues après essais de fretting simple, a permis de remonter aux facteurs d'intensité des contraintes en fond d'entaille pour tracer le diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi de chaque microstructure. A partir de ces diagrammes, et en utilisant la formulation du paramètre d'El Haddad, l'amplitude seuil du facteur

d'intensité des contraintes associée aux fissures longues ΔK_0 et la transition fissures courtes / fissures longues b_0 ont été déterminées.

Cette valeur de b_0 permettra de définir une longueur d'amorçage liée à la microstructure (cf. Figure III-18) et de discuter l'approximation de Taylor (IV-11) dans les Chapitres V et VI.

Chapitre V

Stabilité de la méthode de la distance critique

V.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de coupler les approches expérimentale et numérique développées jusqu'ici afin d'évaluer les effets de la microstructure et du gradient de contraintes sur la distance critique. En première approximation, une analyse élastique linéaire des chargements sera considérée, comme c'est souvent le cas en calcul de structure.

Tout d'abord, la démarche de détermination de la distance critique en utilisant la définition donnée par Taylor [38] sera détaillée. L'ensemble des étapes de la démarche sera explicité, depuis les essais expérimentaux de fretting simple cylindre/plan jusqu'à l'estimation numérique du gradient de la contrainte équivalente sous le contact. En particulier, la simulation du seuil d'amorçage par modélisation éléments finis 2D du contact sera décrite. Le choix de la Méthode du Point (PM) avec le critère de fatigue multiaxiale Smith-Watson-Topper (SWT) [31] sera présenté.

En appliquant cette démarche, les valeurs de distance critique seront calculées. L'effet de la microstructure sera investigué en faisant varier la taille de grains d'un acier C35. Ces résultats permettront, en plus de discuter cet effet-là, de déterminer l'impact de la longueur critique d'amorçage sur le calcul de la distance critique et de discuter l'approximation de Taylor.

V.2. Principe de la démarche de détermination de la distance critique

V.2.1. Processus complet

Afin de déterminer la distance critique ℓ_{PM} sans utiliser l'approximation de Taylor ($\ell_{PM} = b_0/2$ [39]), il est nécessaire de repartir de la première définition : la distance critique correspond à la distance sous le hotspot (en bord de contact) où le critère d'amorçage est effectivement validé (V-1).

$$\sigma_{eq}(z = \ell_{PM}) = \sigma_d \quad (V-1)$$

Avec σ_{eq} la contrainte équivalente du critère de fatigue multiaxiale, σ_d la limite du matériau, z la profondeur sous le hotspot (point de plus fortes contraintes).

Ici la Méthode du Point (*cf.* I.4.2.) a été privilégiée pour sa simplicité de mise en œuvre, compte tenu du fait que l'idée de ces travaux est plus de discuter l'impact de la microstructure et du gradient de contraintes sur l'amorçage que la pertinence d'une méthode de la distance critique par rapport à une autre. Par souci de simplicité, la distance critique obtenue via la Méthode du Point ℓ_{PM} sera notée ℓ par la suite.

Ainsi, pour calculer la distance critique donnée par l'équation (V-1), il est nécessaire de connaître la contrainte équivalente σ_{eq} sous le contact et la contrainte limite du matériau σ_d . Derrière ces deux paramètres se cache un couplage expérimental/numérique long et coûteux.

En effet, σ_d correspond souvent à une limite de fatigue du matériau (en traction-compression ou en torsion alternée par exemple), ce qui signifie qu'il est nécessaire de faire une campagne d'essais complète pour la déterminer (cf. II.5.). D'autre part, la contrainte équivalente σ_{eq} en profondeur est déterminée via un calcul numérique éléments finis en simulant le seuil d'amorçage de fissure. Or, ce seuil est déterminé expérimentalement par une campagne d'essais de fissuration (dans notre cas de fretting simple), avec au moins cinq essais par microstructure et par rayon de cylindre (cf. III.3.).

Les grandes étapes de la détermination d'une distance critique appliquées dans ces travaux de thèse sont présentées en Figure V-1 et détaillées de la façon suivante :

- **A) Essais de fretting** – Pour chaque microstructure étudiée et chaque gradient de contraintes considéré, des essais de fretting cylindre/plan sont effectués en faisant varier l'amplitude de force tangentielle Q^* ;
- **B) Mesure de fissure** – Après chaque essai, les traces de fretting sont coupées et polies pour faire apparaître les fissures créées par la sollicitation cyclique et pour en mesurer la longueur projetée b ;
- **C) Définition du seuil d'amorçage** – En traçant les courbes de fretting $b = f(Q^*)$, il est possible de définir un seuil d'amorçage, c'est-à-dire l'amplitude d'effort tangentiel Q_{th}^* à partir de laquelle on considère qu'une fissure est amorcée ;
- **D) Simulation du seuil** – Le seuil d'amorçage Q_{th}^* est ensuite implémenté dans une simulation éléments finis 2D élastique du contact afin de calculer les champs de contraintes au sein des matériaux ;
- **E) Application du critère de fatigue multiaxiale** – Les champs de contraintes permettent d'appliquer des critères de fatigue multiaxiale. Celui retenu pour cette étude est le critère SWT ;
- **F) Détermination de la distance critique** – En traçant la contrainte équivalente du critère sous le hotspot, on obtient la distance critique ℓ via l'équation (V-1).

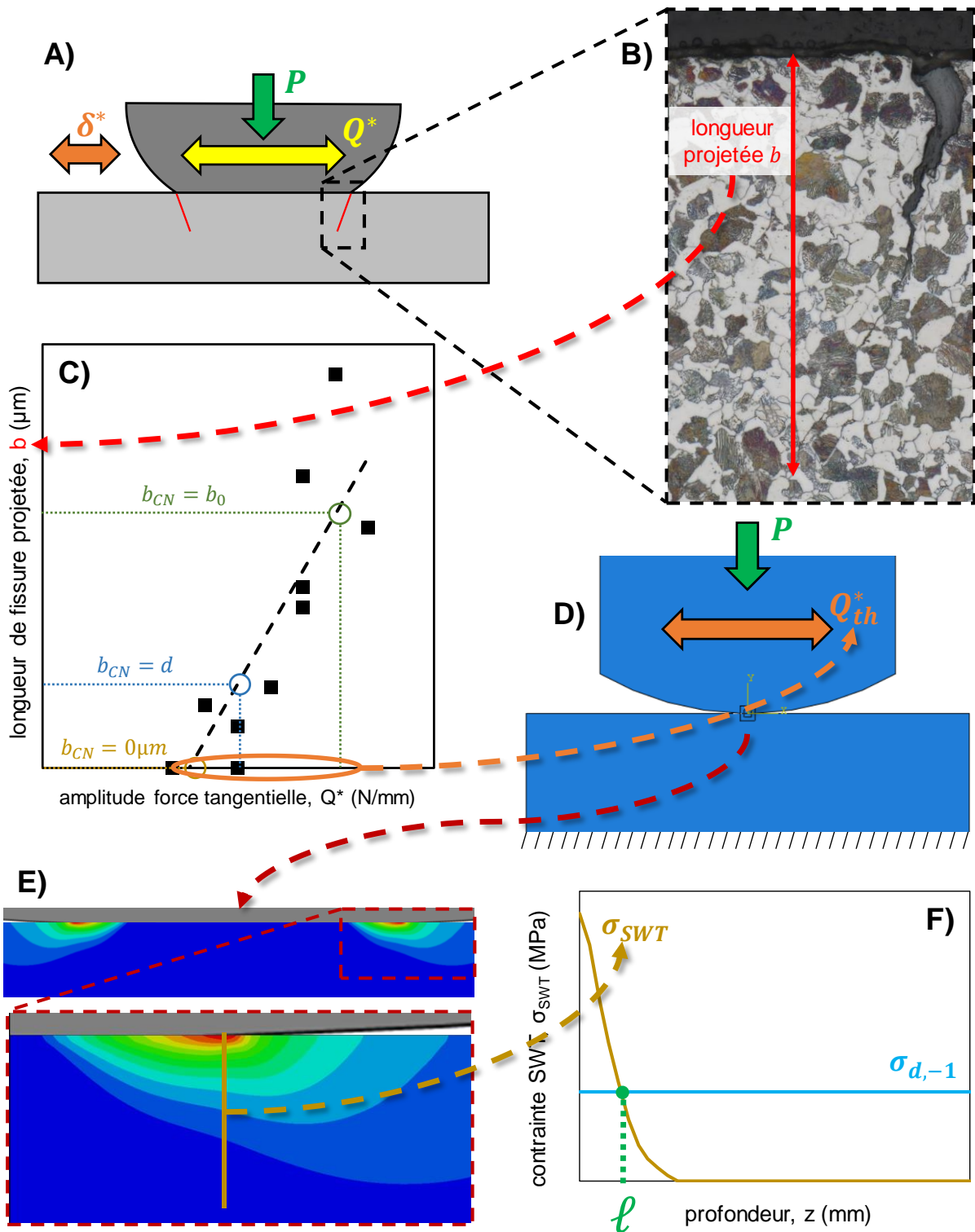


Figure V-1 : Principe de détermination de la distance critique

L'ensemble de la démarche montre à quel point il est coûteux en temps et en matériaux de déterminer une distance critique en appliquant directement la définition, d'autant plus qu'elle doit être refaite à chaque changement de configuration (matériaux, géométries, etc.). A titre d'exemple, les résultats expérimentaux de ce manuscrit ont nécessité approximativement 60

essais de fretting et 50 essais de fatigue, ce qui représente un temps d'essais et d'analyse des échantillons d'environ 125 jours (sans prendre en compte le temps des calculs numériques) Cela explique pourquoi l'approximation de Taylor est si couramment utilisée dans la littérature (même si elle nécessite quand même de connaître plusieurs des propriétés matériaux).

Toute la partie expérimentale ayant déjà été présentée dans les Chapitres II et III, la suite s'attardera donc sur le volet numérique.

V.2.2. Modélisation 2D du contact

Afin d'obtenir les champs de contraintes dans le contact pour estimer la contrainte équivalente du critère de fatigue multiaxiale, il est nécessaire de simuler numériquement le contact cylindre/plan. Le modèle retenu est un modèle 2D éléments finis implémenté en utilisant un code ABAQUS/Standard version 6.14-1 (Figure V-2). Pour cette analyse, le choix a été fait d'un modèle 2D élastique par souci de simplicité et de rapidité de calcul, en considérant l'hypothèse des déformations planes et, de ce fait, des contraintes identiques tout le long de la génératrice du contact.

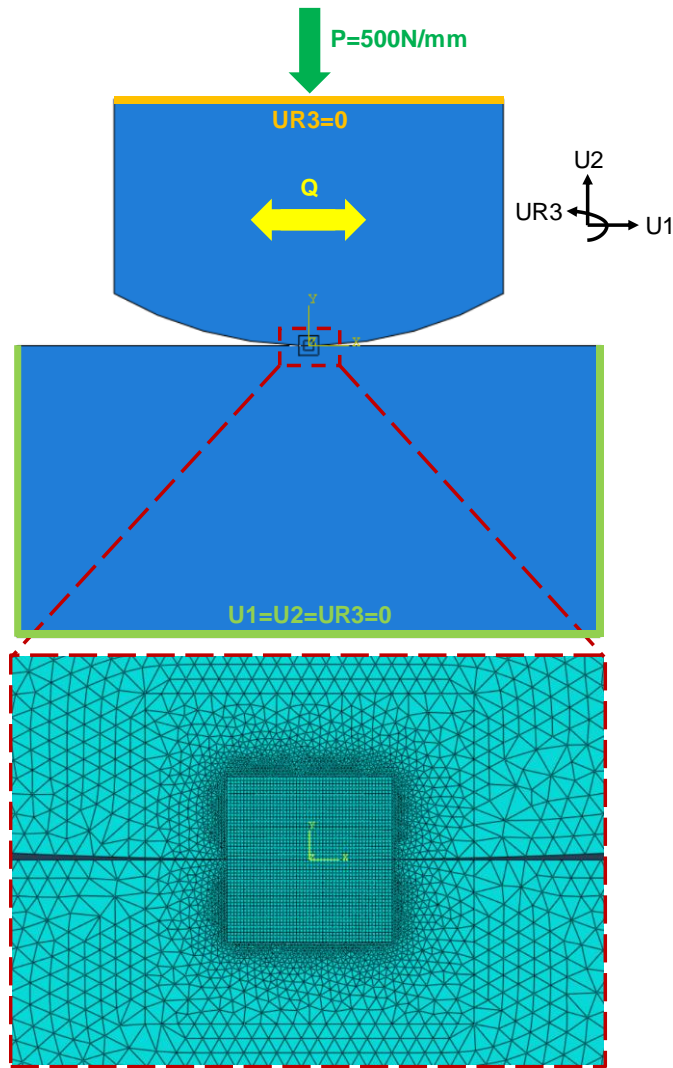


Figure V-2 : Modèle 2D éléments finis du contact cylindre/plan

Ce modèle reprend toutes les caractéristiques du contact réel pour le représenter au mieux. Ainsi, le cylindre est en acier 100Cr6 ($E=210\text{MPa}$, $\nu=0.29$) et le plan en acier C35 en les considérant complètement homogènes. La loi de comportement élastique de l'acier C35 dépend des caractéristiques mécaniques obtenues dans la partie II.4.1. pour chaque microstructure. De même, les géométries du contact sont respectées : le plan est parallélépipédique et le cylindre à un rayon R_c équivalent à celui de l'essai associé.

Le maillage sous le contact est composé d'éléments standards quadratiques réduits (CPE4R) de taille $5\mu\text{m}$ sur une zone de 1.8 mm de large et 0.9 mm de profondeur. L'intégration réduite est linéaire en considérant une configuration de déformation plane avec hourglass control. Le maillage est ensuite de plus en plus grossier à mesure que l'on s'éloigne du contact avec des éléments triangulaires (CPE3).

En ce qui concerne les conditions limites, le plan est encastré ($U_1 = U_2 = UR_3 = 0$) alors que le cylindre est seulement bloqué en rotation suivant sa génératrice ($UR_3 = 0$). Le contact est

ainsi maintenu tout en permettant l'application des efforts normal et tangentiel. La résolution du contact est faite à l'aide de la méthode du Lagrangien avec une formulation de glissement fini et un coefficient de frottement entre les deux surfaces de 0,9 (avec le cylindre comme surface maîtresse et le plan en surface esclave).

Trois étapes sont implémentées pour simuler un cycle de chargement complet. La première phase est une simple mise en contact des deux surfaces en imposant un déplacement de quelques microns au cylindre selon la direction 2. La deuxième phase consiste en l'application de la force normale $P = 500N/mm$. Enfin, un cycle de fretting est simulé en appliquant une force tangentielle cyclique Q de forme sinusoïdale et d'amplitude Q_{th}^* . En réalité, 1,25 cycles sont simulés afin de s'affranchir de la phase de mise en place du contact lors de la première montée en effort tangentiel et de finir au maximum d'un cycle en termes d'effort (Figure V-3).

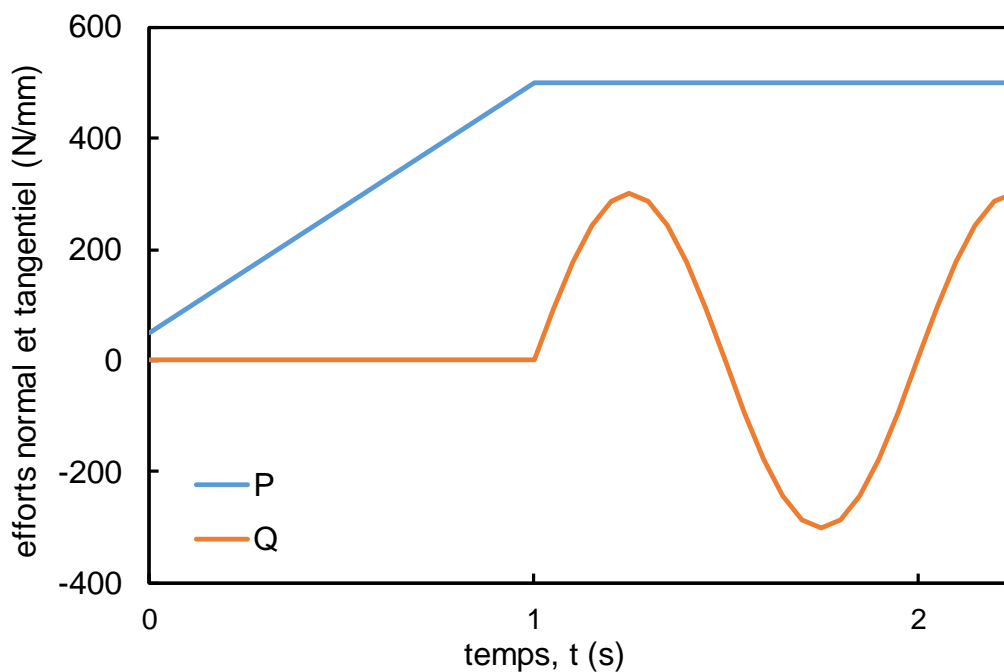


Figure V-3 : Etapes d'application de l'effort normal P et de l'effort tangentiel Q au cours de la simulation numérique (calcul élastique)

En plus des contraintes dans le matériau, ce calcul numérique par éléments finis permet d'obtenir les champs de pression et de cisaillement aux interfaces. La Figure V-4 montre un exemple de ces champs à la surface du plan.

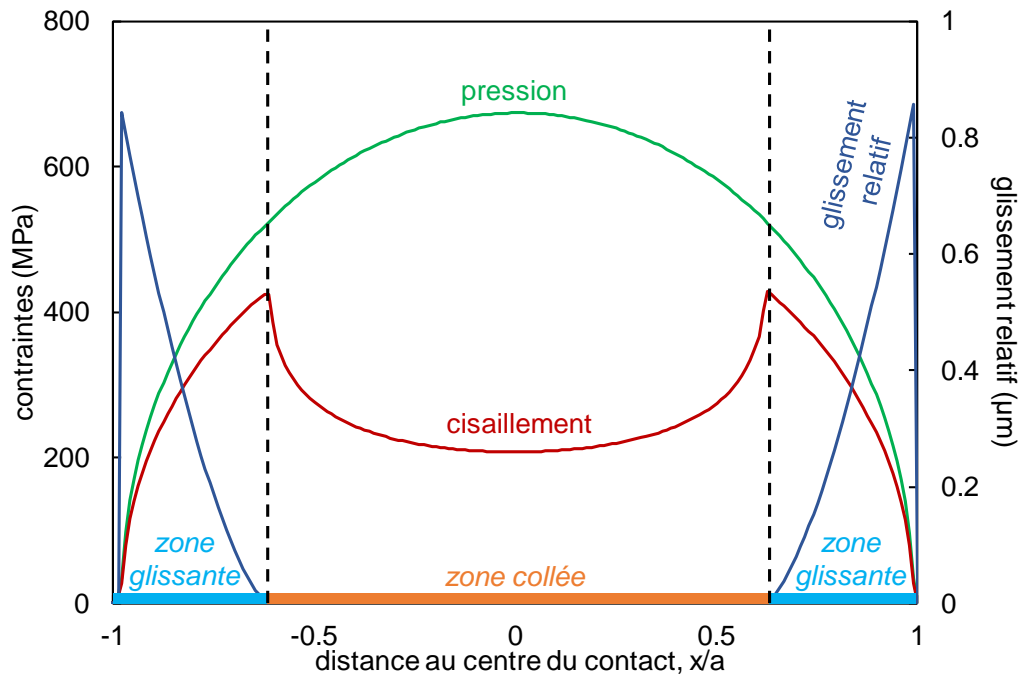


Figure V-4 : Distribution de la pression, du cisaillement et du glissement relatif en surface de part et d'autre du contact cylindre/plan (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $Q^* = 250\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élastique)

V.2.3. Estimation de la distance critique

A partir de l'évolution des champs de contraintes, il est possible de calculer les champs de critères de fatigue multiaxiale. Le critère choisi pour cette étude est le critère Smith-Watson-Topper (SWT) [31] pour plusieurs raisons. Tout d'abord, c'est un critère qui est couramment utilisé pour estimer l'amorçage de fissure en fretting et surtout en fretting-fatigue notamment parce qu'il permet de remonter assez facilement à la durée de vie en fretting-fatigue [16,97,98]. Il est assez simple à utiliser puisqu'il ne nécessite comme donnée matériau que la limite de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$ et le module d'Young E pour pouvoir être appliqué. Enfin, il existait déjà au sein de l'équipe dont ces travaux sont issus un script Python, exécutable dans ABAQUS, permettant de calculer la paramètre Γ_{SWT} sous le contact grâce aux contraintes calculées *via* un code éléments finis.

Comme développé en partie I.4.1.2., la contrainte équivalente σ_{SWT} peut être définie par la relation suivante :

$$\sigma_{SWT} = \sqrt{\Gamma_{SWT} \cdot E} = \sqrt{\sigma_{max} \cdot \varepsilon_a \cdot E} \quad (V-2)$$

Avec σ_{max} la contrainte normale maximale au plan critique, ε_a l'amplitude de déformation associée à cette contrainte dans ce plan et E le module d'Young du matériau.

Ces valeurs étant connues ou calculées par la simulation éléments finis, le champ de contrainte équivalente σ_{SWT} peut être complètement déterminé sous le contact (Figure V-5). On

remarque que les zones de plus forte contrainte (hotspots) coïncident effectivement avec les bords de contact et donc les lieux d'amorçage de fissure préférentiels.

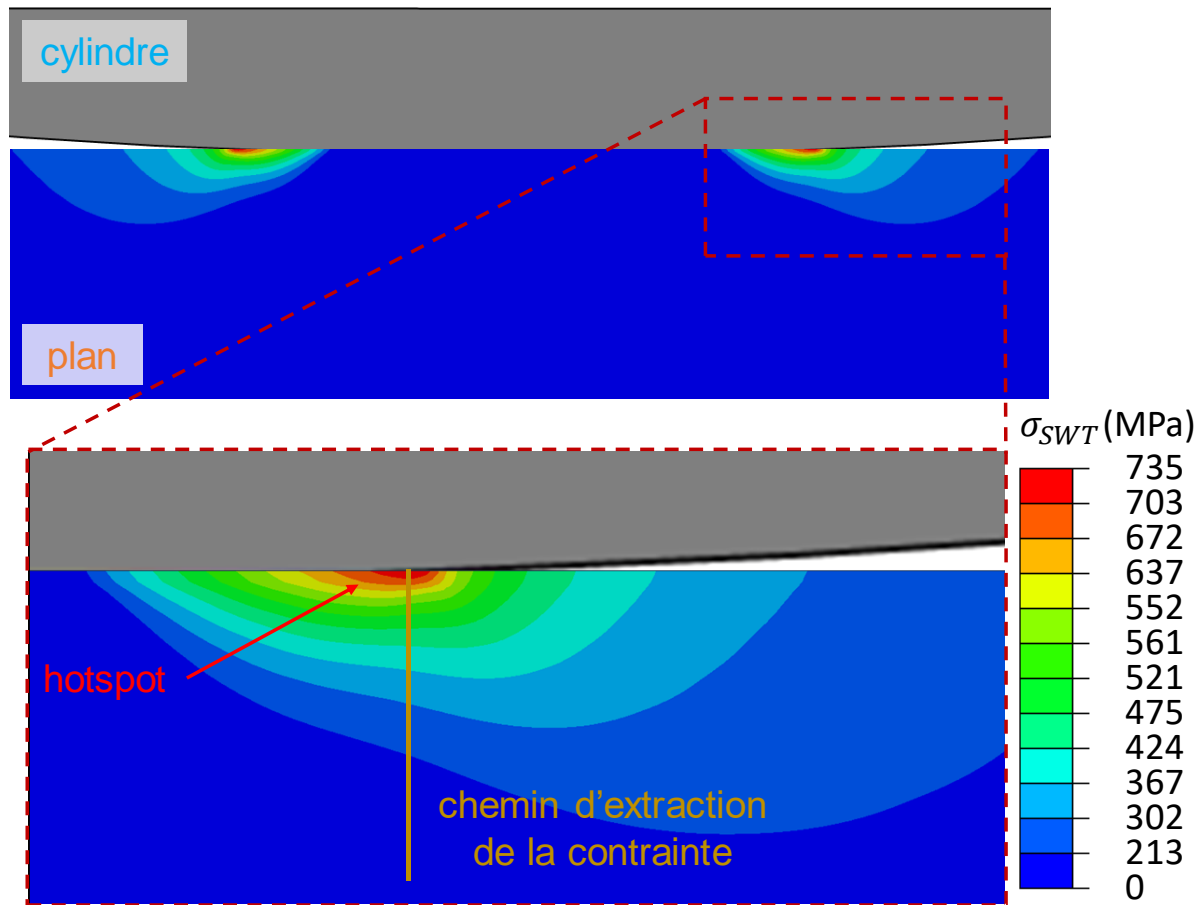


Figure V-5 : Champ de contrainte σ_{SWT} sous le contact (acier C35, $P = 500N/mm$, $Q^* = 243N/mm$, $R_c = 40mm$, $d = 12\mu m$, $b_{CN} = b_0$, calcul élastique)

Si on trace la distribution de la contrainte équivalente σ_{SWT} en surface de part et d'autre du contact (Figure V-6), on se rend effectivement compte que le maximum de contrainte (hotspot) est largement supérieur à la limite de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$, ce qui confirme qu'une approche locale surestime le risque d'amorçage de fissure.

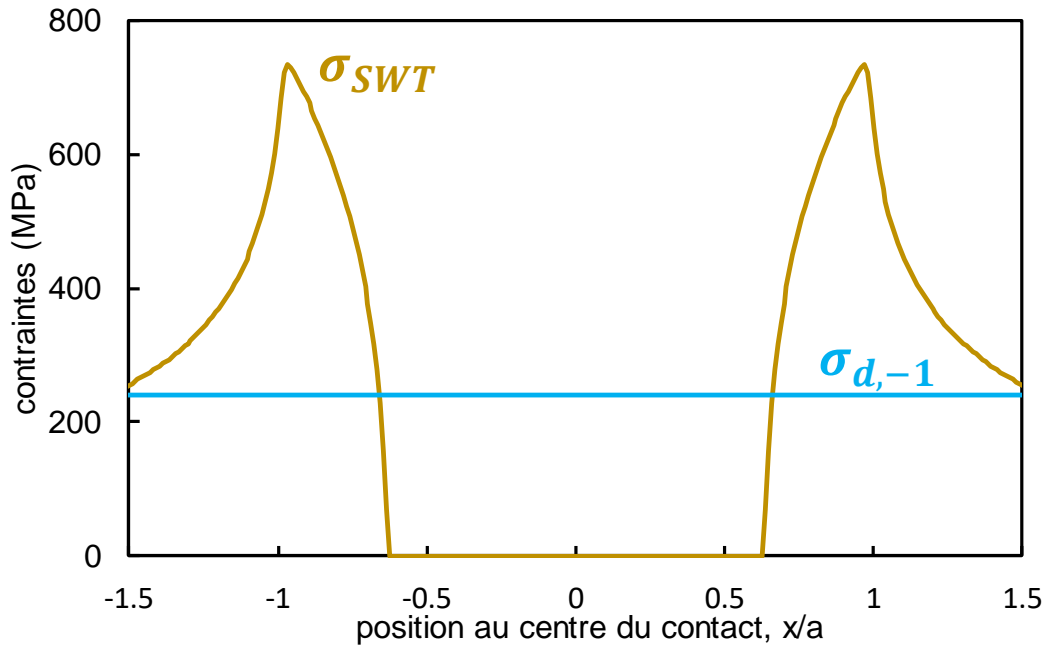


Figure V-6 : Distribution de la contrainte équivalente σ_{SWT} à la surface du plan de part et d'autre du contact (acier C35, $P = 500N/mm$, $Q^* = 243N/mm$, $R_c = 40mm$, $d = 12\mu m$, $b_{CN} = b_0$, calcul élastique)

A partir du champ de contrainte σ_{SWT} , il est possible d'appliquer la méthodologie de calcul décrite au début de ce chapitre (cf. partie V.2.1.) pour estimer la distance critique ℓ . La Figure V-7 présente ainsi le gradient de contrainte σ_{SWT} sous le hotspot. Cette contrainte ayant été calculée au seuil d'amorçage, elle doit être égale à la limite matériau, c'est-à-dire – pour le critère SWT – la limite de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$. Cette égalité n'est vérifiée qu'à une seule profondeur qui correspond par définition à la distance critique ℓ .

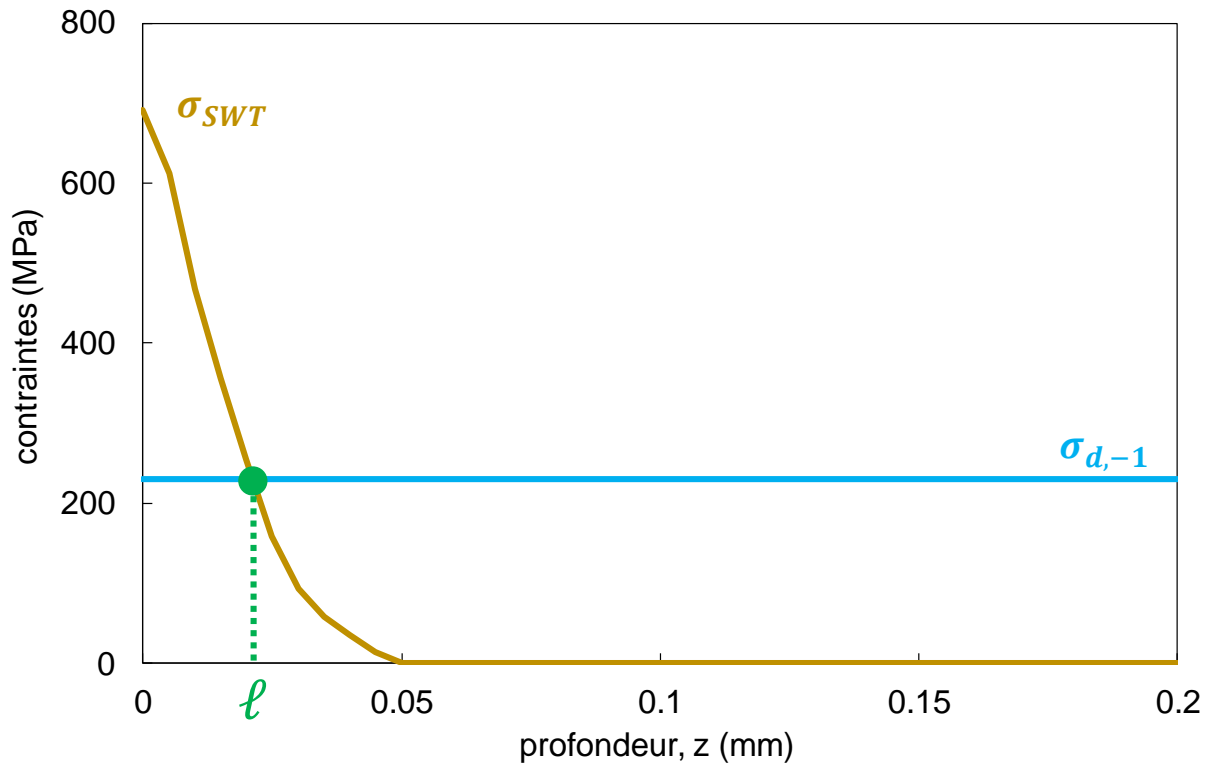


Figure V-7 : Gradient de contrainte équivalente σ_{SWT} et estimation de la distance critique ℓ (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $Q^* = 243\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $d = 12\mu\text{m}$, $b_{CN} = b_0$, calcul élastique)

En appliquant cette démarche expérimentale et numérique à plusieurs tailles de grains d d'un même acier C35, il est possible de discuter la distance critique en fonction de la microstructure et de la longueur d'amorçage b_{CN} considérée.

V.3. Effet microstructure

Dans un premier temps, l'effet de la microstructure est étudié au travers de l'analyse numérique de la réponse en fissuration (b , Q^*) des cinq microstructures (de taille de grains d différente) d'un acier C35 avec un unique rayon de cylindre $R_c = 40\text{mm}$. Pour chaque microstructure et chaque longueur d'amorçage ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$, d et b_0), les seuils d'amorçage Q_{th}^* associés sont estimés des courbes expérimentales (*via* la méthode exposée dans la partie III.4.) et compilées dans le Tableau V-1. Les b_0 utilisés sont ceux du Tableau IV-1

Dans toute la suite du manuscrit, les notations $Q_{th,(b_{CN})}^*$ et $\ell_{(b_{CN})}$ représentent respectivement le seuil d'amorçage et la distance critique déterminés pour une longueur critique d'amorçage égale à b_{CN} .

Tableau V-1 : Amplitudes seuils de force tangentielle pour différentes longueurs d'amorçage et pour différentes tailles de grains d'un acier C35 ($R_c = 40\text{mm}$)

d (μm)	3	6	12	20	29
$Q_{th,(0)}^*$ (N/mm)	170	179	154	161	112
$Q_{th,(d)}^*$ (N/mm)	171	181	160	180	149
$Q_{th,(b_0)}^*$ (N/mm)	246	242	243	334	395

Si on remarque une décroissance du seuil Q_{th}^* en fonction de la taille de grains pour les faibles longueurs d'amorçage ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$ et $b_{CN} = d$), cette tendance s'inverse pour les longueurs plus importantes ($b_{CN} = b_0$). De telles évolutions étaient attendues au regard de la Figure III-12, en sachant que la valeur de b_0 varie entre 150 et 250 μm selon la microstructure.

A partir de ces seuils, la contrainte équivalente σ_{SWT} est calculée sous le contact pour chaque condition. Les valeurs de distances critiques ainsi déterminées sont présentées en Figure V-2 et répertoriées dans le Tableau V-2.

Sur la Figure V-8, les barres d'erreur horizontales sont simplement l'écart-type sur la valeur de la taille de grains mesurée dans la partie II.3.2. Les barres d'erreur verticales, quant à elles, prennent en compte l'erreur sur la mesure de la longueur de fissure, l'erreur sur la droite de tendance des courbes de fretting qui induit une erreur sur le seuil d'amorçage lu Q_{th}^* ainsi que l'erreur due à la taille du maillage dans la simulation numérique. A cela se rajoutent l'erreur sur la taille de grains dans le cas $b_{CN} = d$ et l'erreur sur la transition fissures courtes / fissures longues dans le cas $b_{CN} = b_0$ (détails en Annexe 3).

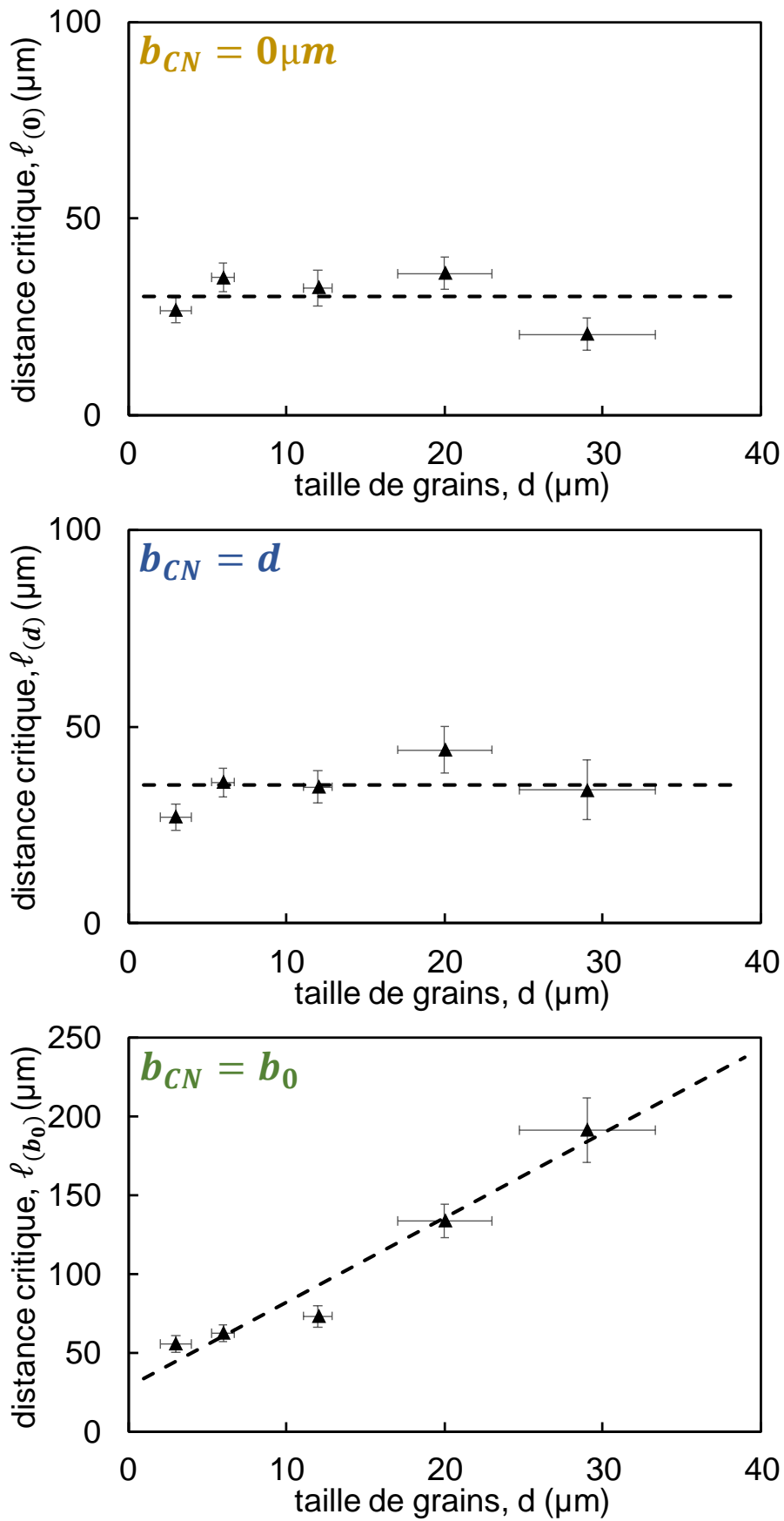


Figure V-8 : Distance critique établie avec le critère SWT en fonction de la taille de grains pour différentes longueurs d'amorçage (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élastique)

Tableau V-2 : Distances critiques SWT pour différentes longueurs d'amorçage et pour différentes tailles de grains d'un acier C35 ($R_c = 40\text{mm}$, calcul élastique)

d (μm)	3	6	12	20	29
$\ell_{(0)}$ (μm)	27±3.2	35±3.6	32±4.5	36±4.2	21±4.1
$\ell_{(d)}$ (μm)	27±3.3	36±3.6	35±4.2	44±6.0	34±7.5
$\ell_{(b_0)}$ (μm)	56±5.3	62±5.1	73±6.8	134±11	191±20

On remarque des tendances différentes en fonction de la longueur de fissuration considérée pour décrire l'amorçage. Dans le cas d'une longueur d'amorçage courte ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$ et $b_{CN} = d$), la distance critique semble constante avec la taille de grains. Pour une longueur d'amorçage plus longue ($b_{CN} = b_0$), la distance critique augmente de façon affine avec la taille de grains.

Pour chaque condition d'amorçage, on peut écrire une relation entre la distance critique et la taille de grains :

$$\ell_{(0)} = 30\mu\text{m} \quad (\text{V-3})$$

$$\ell_{(d)} = 35\mu\text{m} \quad (\text{V-4})$$

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\ell,(b_0)} \times d + \ell_{(b_0),0} \quad (\text{V-5})$$

Avec $\alpha_{\ell,(b_0)} = 5.37$ et $\ell_{(b_0),0} = 28\mu\text{m}$.

Les droites d'équations (V-3), (V-4) et (V-5) sont également représentées sur la Figure V-8. Pour chacune des trois longueurs d'amorçage, il est possible d'estimer l'erreur moyenne $E\%$ de cette droite par rapport aux valeurs réelles via l'équation (V-6) ci-dessous. Le Tableau V-3 récapitule ces erreurs.

$$E\% = \text{moyenne} \left(\frac{|\ell_{fit} - \ell_{exp}|}{\ell_{exp}} \right) \quad (\text{V-6})$$

Avec ℓ_{exp} la valeur calculée de la distance critique (cf. Tableau V-2) et ℓ_{fit} la valeur donnée par la courbe de tendance.

Tableau V-3 : Erreur moyenne $E\%$ pour différentes longueurs critiques d'amorçage (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élastique)

b_{CN}	$0\mu\text{m}$	d	b_0
$E\%$	19%	11%	11%

On peut noter que cette erreur $E\%$ est plus petite pour $b_{CN} = d$ et $b_{CN} = b_0$ mais reste non-négligeable.

A partir de ses résultats, il est possible de discuter l'impact du choix de la longueur d'amorçage sur la distance critique. Comme souligné précédemment, deux tendances peuvent être observées.

D'un côté, lorsque la longueur critique d'amorçage est relativement faible ($b_{CN} = 0\mu m$ et $b_{CN} = d$), la distance critique apparaît constante avec la taille de grains pour un acier C35 à structure ferrito-perlitique. Cela signifie que la méthode de la distance critique est stable avec la microstructure pour des défauts de petite taille. En d'autres termes, il suffit de calculer la distance critique une seule fois pour une unique taille de grains pour pouvoir l'utiliser pour toutes les autres tailles de grains (dans la gamme de microstructure considérée). Cela renforce la méthode telle qu'utilisée par des travaux de la littérature où b_{CN} est fixée par rapport à la taille de grains [9,14,88].

Dans le cas spécifique où $b_{CN} = d$, cette hypothèse d'amorçage semble physiquement intéressante puisqu'on peut faire un lien avec la fatigue où le grain correspond à la taille de défaut critique [50,85,89,99]. En effet, la fatigue à grand nombre de cycles (HCF) peut être associée à un phénomène de micro-plasticité (plasticité à l'échelle du grain). Un défaut plus petit qu'un grain ne semble donc pas pertinent pour déterminer une contrainte équivalente. De plus, comme expliqué par Lankford [52] et détaillé en partie I.5.1., le joint de grains peut être considéré comme la première barrière microstructurale pour bloquer la propagation de fissure. Donc, choisir $b_{CN} = d$ paraît intéressant pour établir une description physique de l'arrêt de fissuration en fretting.

D'un autre côté, si on considère une longueur d'amorçage plus importante ($b_{CN} = b_0$), la distance critique n'est plus constante et augmente de façon affine avec la taille de grains. Comme une dépendance similaire avait pu être remarquée pour la transition fissures courtes / fissures longues b_0 , cela renforce l'idée d'un lien entre ℓ et b_0 et consolide l'approximation de Taylor ($\ell = 0.5b_0$) [39].

Pour aller plus loin dans l'étude de ce lien, on se propose d'adimensionner $\ell_{(b_0)}$ par b_0 . Ainsi l'évolution du ratio $\psi = \ell/b_0$ en fonction de la taille de grains et représentée en Figure V-9.

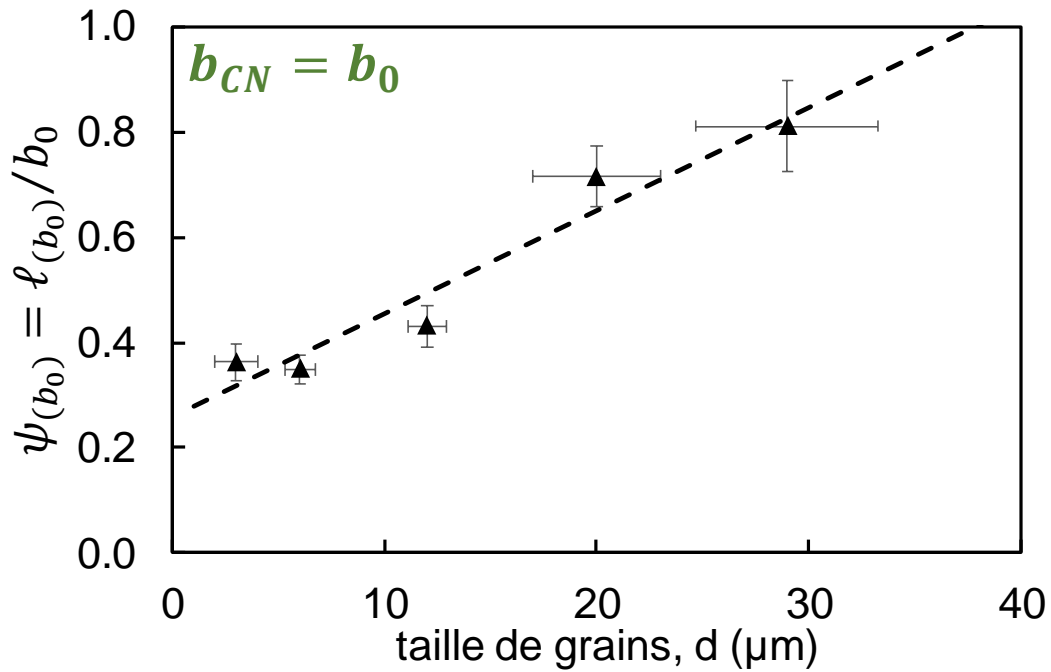


Figure V-9 : Distance critique sur la transition fissures courtes/longues en fonction de la taille de grains (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, $b_{CN} = b_0$, calcul élastique)

On remarque une dépendance affine entre le ratio $\psi_{(b_0)}$ et la taille de grains d . Ce lien peut être retranscrit par l'équation suivante :

$$\psi_{(b_0)} = \alpha_{\psi,(b_0)} \times d + \psi_{(b_0),0} \quad (\text{V-7})$$

Avec $\alpha_{\psi,(b_0)} = 0.020\mu\text{m}^{-1}$ et $\psi_{(b_0),0} = 0.25$.

L'erreur $E\%$ de cette formulation par rapport au valeur réelle (calculée à partir de l'équation (V-6)) est de 9% donc très légèrement plus faible que celle de 11% obtenue pour la relation (V-5).

Cette équation (V-7) confirme encore une fois le lien entre la distance critique ℓ et la transition fissures courtes / fissures longues b_0 . Cependant, ce lien ne semble pas être un simple coefficient de proportionnalité tel que le propose Taylor mais dépendrait de la taille de grains d .

Ces résultats sont cependant à relativiser puisqu'ils proviennent d'une simulation élastique. Une analyse approfondie intégrant des simulations élasto-plastiques sera présentée et discutée dans le chapitre suivant. Toutefois, cette démarche élastique a l'avantage d'être simple à mettre en place et de présenter une erreur qui reste limitée en première approche.

V.4. Stabilité de la méthode vis-à-vis du gradient de contraintes

De manière similaire, l'effet du gradient de contraintes a été étudié en considérant trois rayons de cylindre R_c mais toujours la même microstructure d'un acier C35 ($d = 12\mu m$). Les seuils d'amorçage obtenus pour les différentes configurations sont donnés dans le Tableau V-4.

Tableau V-4 : Amplitudes seuils de force tangentielle pour différentes longueurs d'amorçage et pour différents rayons de cylindre (acier C35, $d = 12\mu m$)

R_c (mm)	20	40	80
$Q_{th,(0)}^*$ (N/mm)	139	154	170
$Q_{th,(d)}^*$ (N/mm)	144	160	176
$Q_{th,(b_0)}^*$ (N/mm)	213	243	258

Cette fois-ci, pour les trois longueurs d'amorçage, Q_{th}^* augmente avec le rayon du cylindre.

Afin de mettre en exergue l'effet gradient de contraintes, ce dernier est calculé pour chaque configuration à partir de la distribution de contrainte hydrostatique $\sigma_{H,max}$ sur une distance b_{gr} selon la méthode décrite par l'équation (V-8) et représentée en Figure V-10.

$$\begin{aligned}\bar{\nabla}\sigma_{H,max} &= \sqrt{\left(\frac{\Delta\sigma_{H,max,x}}{\Delta x}\right)^2 + \left(\frac{\Delta\sigma_{H,max,y}}{\Delta y}\right)^2 + \left(\frac{\Delta\sigma_{H,max,z}}{\Delta z}\right)^2} \\ &= \frac{1}{b_{gr}} \sqrt{\Delta\sigma_{H,max,x}^2 + \Delta\sigma_{H,max,z}^2}\end{aligned}\quad (V-8)$$

Avec x la distance au centre du contact en surface, y la position selon la génératrice du cylindre et z la profondeur sous le hotspot. $\Delta\sigma_{H,max,y}$ est nulle puisque le contact est considéré 2D. Le choix a été fait de prendre $b_{gr} = 10\mu m$ pour rendre compte au mieux du phénomène de fort gradient de contraintes sous le contact qui décroît vite ensuite.

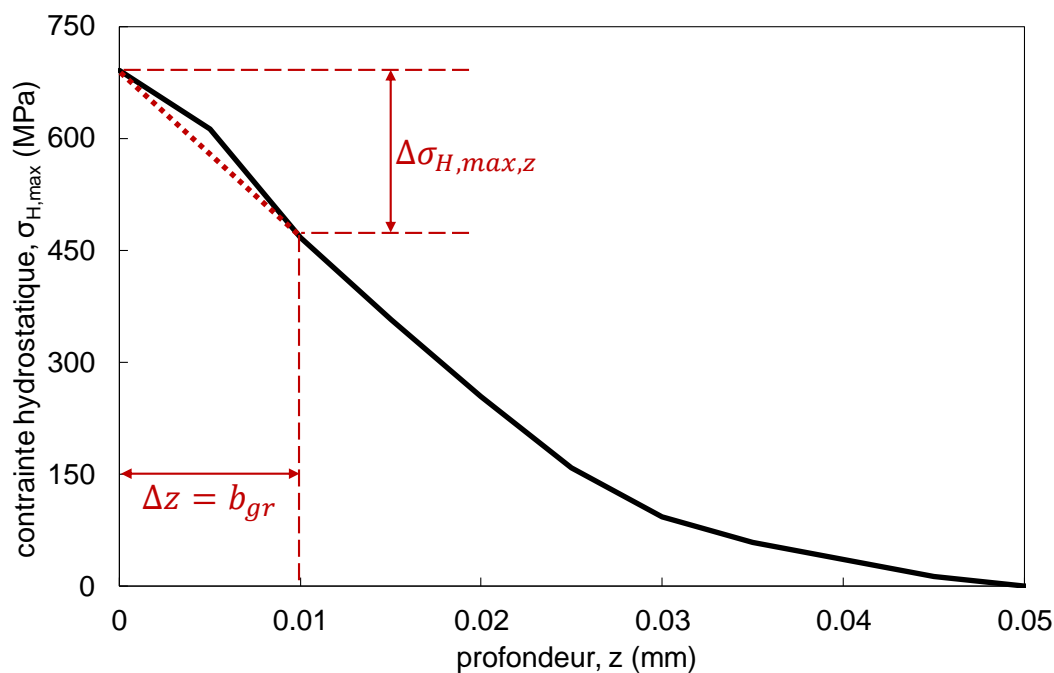


Figure V-10 : Calcul du gradient de contrainte hydrostatique sous le contact

Les gradients ainsi calculés pour les différentes configurations (longueurs d’amorçages b_{CN} et seuils d’amorçage Q_{th}^* associés) sont répertoriés dans le Tableau V-5.

Tableau V-5 : Gradient de contraintes pour différentes longueurs d’amorçage et pour différents rayons de cylindre (acier C35, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élastique)

R_c (mm)	20	40	80
$\bar{\nabla}\sigma_{H,max,b_{CN}=0\mu\text{m}}$ (MPa/ μm)	12.1±0.34	7.4±0.37	4.4±0.14
$\bar{\nabla}\sigma_{H,max,b_{CN}=d}$ (MPa/ μm)	12.1±0.35	7.4±0.38	4.4±0.14
$\bar{\nabla}\sigma_{H,max,b_{CN}=b_0}$ (MPa/ μm)	11.4±0.94	7.1±0.63	4.2±0.26

Les erreurs sont obtenues en calculant le gradient de contraintes pour $b_{gr} = 5\mu\text{m}$ et $b_{gr} = 15\mu\text{m}$ et en déterminant l’écart-type par rapport ces valeurs.

A partir des seuils Q_{th}^* , on calcule le champ de contrainte équivalente σ_{SWT} sous le contact pour chaque rayon de cylindre R_c et chaque longueur d’amorçage b_{CN} . Les distances critiques ainsi obtenues sont tracées en fonction du gradient $\bar{\nabla}\sigma_{H,max}$ en Figure V-11. Elles sont données en fonction du rayon R_c dans le Tableau V-6.

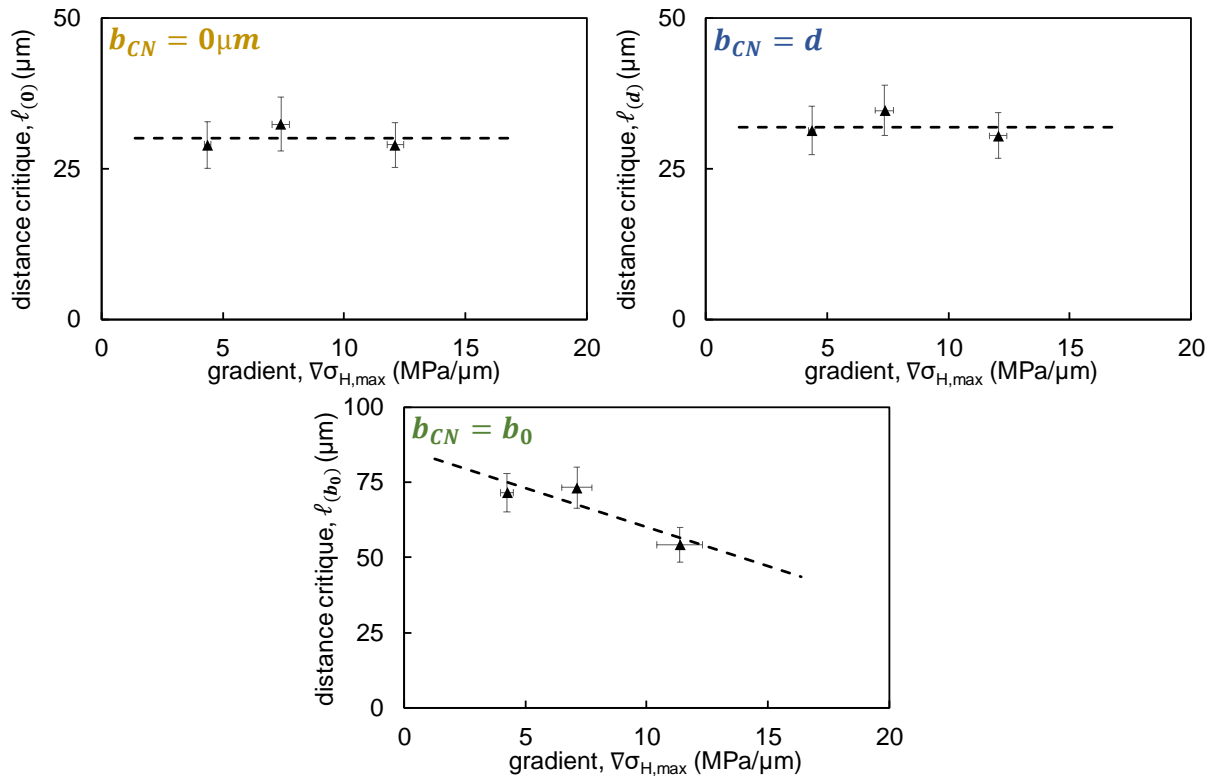


Figure V-11 : Distance critique établie avec le critère SWT en fonction du gradient de contraintes pour différentes longueurs d’amorçage (acier C35, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élastique)

Tableau V-6 : Distances critiques SWT pour différentes longueurs d’amorçage et pour différents rayons de cylindre (acier C35, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élastique)

R_c (mm)	20	40	80
$\ell_{d,b_{CN}=0\mu\text{m}}$ (μm)	29±3.7	32±4.5	29±3.9
$\ell_{d,b_{CN}=d}$ (μm)	31±3.8	35±4.2	31±4.1
$\ell_{d,b_{CN}=b_0}$ (μm)	54±5.7	73±6.8	72±6.4

Comme pour l’effet de la microstructure, on remarque que la distance critique semble constante par rapport au gradient pour les longueurs d’amorçage courtes ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$ et $b_{CN} = d$) mais diminue légèrement de façon affine avec $\bar{\nabla}\sigma_{H,max}$ pour une longueur d’amorçage plus importante ($b_{CN} = b_0$).

On peut écrire les relations suivantes entre la distance critique et le gradient de contraintes :

$$\ell_{d,b_{CN}=0\mu\text{m}} = 30\mu\text{m} \quad (\text{V-9})$$

$$\ell_{d,b_{CN}=d} = 32\mu\text{m} \quad (\text{V-10})$$

$$\ell_{d,b_{CN}=b_0} = \alpha_{\ell_{d,b_0}} \times \bar{\nabla}\sigma_{H,max} + \ell_{d,0,b_0} \quad (\text{V-11})$$

Avec $\alpha_{\ell_d, b_0} = -2.6\mu m^2/MPa$ et $\ell_{d,0,b_0} = 86\mu m$.

Les barres d'erreur horizontales sont données par l'écart-type sur le gradient de contraintes et les barres d'erreur verticales sont calculées exactement comme pour l'effet microstructure plus haut (détails en Annexe 3).

A nouveau, l'erreur moyenne $E\%$ est calculée via l'équation (V-6) et donnée dans le Tableau V-7.

Tableau V-7 : Erreur moyenne $E\%$ pour différentes longueurs critiques d'amorçage (acier C35, $d = 12\mu m$, calcul élastique)

b_{CN}	$0\mu m$	d	b_0
$E\%$	5%	5%	6%

L'erreur $E\%$ est faible pour l'ensemble des longueurs critiques d'amorçage considérées dans cette étude.

Comme pour l'effet microstructure, deux tendances d'évolution de la distance critique peuvent être distinguées en fonction de la longueur d'amorçage.

A nouveau, le choix d'une longueur d'amorçage courte ($b_{CN} = 0\mu m$ et $b_{CN} = d$) entraîne une stabilité de la distance critique par rapport au gradient de contraintes, c'est-à-dire que le calcul de la distance critique pour une géométrie particulière (et donc un gradient particulier) peut être utilisé pour d'autres géométries. Plusieurs exemples de la littérature, où la distance critique est déterminée pour un seul rayon de cylindre, vont dans ce sens [32,35].

Pour une longueur d'amorçage plus importante ($b_{CN} = b_0$), la distance critique semble diminuer légèrement avec le gradient qui augmente. Cette observation va à l'encontre de ce qui était attendu puisque l'intérêt de la méthode de la distance critique est justement de pallier la surestimation du risque d'amorçage due au gradient de contraintes. Ainsi, la distance critique ne devrait pas décroître pour les forts gradients, au contraire même. C'est effectivement ce que montre Fouvry *et al.* [9].

Cette différence s'explique certainement par le fait que la simulation numérique permettant de calculer le champ de contrainte équivalente ne prend pas en compte le comportement élasto-plastique du matériau. En effet, plusieurs articles [100,101] affirment que la distance critique dépend du rayon de plasticité cyclique qui est d'autant plus important que le gradient de contraintes est important.

Ainsi, cette analyse de l'effet gradient confirme la nécessité de conduire des simulations élasto-plastiques pour mieux appréhender l'effet des gradients de contraintes mais aussi et surtout celui de la microstructure, vis-à-vis de la stabilité de la méthode de la distance critique.

En effet, si dans des travaux antérieurs [9] les aciers étudiés présentaient des seuils plastiques élevés permettant l'approximation élastique, l'acier C35 est quant à lui caractérisé par des seuils plastiques relativement faibles. On montre *a posteriori* que la plupart des conditions d'amorçage considérées sont en réalité associées à des conditions de chargements plastiques ($\sigma_{VM,max}/\sigma_y > 1$ dans le Tableau V-8 (avec $\sigma_{VM,max}$ la contrainte de Von Mises au hotspot)).

Tableau V-8 : Compilation des conditions d'amorçage et du ratio $\sigma_{VM,max}/\sigma_y$ associé

R_c (mm)	d (μm)	b_{CN} (μm)	Q_{th}^* (N/mm)	$\sigma_{VM,max}/\sigma_y$
20	12	0	139	2.91
		12	144	2.96
		170	213	3.55
40	3	0	170	1.02
		3	171	1.03
		153	246	1.24
	6	0	179	1.37
		6	181	1.38
		179	242	1.60
80	12	0	154	1.68
		12	160	1.71
		170	243	2.12
	20	0	161	2.00
		20	180	2.12
		187	334	2.92
29	0	112	1.83	
	29	146	2.10	
	236	395	3.50	
80	12	0	170	1.25
		12	176	1.27
		170	258	1.55

Il apparaît alors essentiel de conduire des simulations élasto-plastiques du contact et, pour se faire, d'établir les lois de comportements élasto-plastiques cycliques représentatives pour chaque matériau.

V.5. Conclusion

Dans ce chapitre, l'ensemble de la démarche de détermination de la distance critique a été explicité – depuis les essais expérimentaux jusqu'au calcul numérique du champ de contrainte équivalente sous le contact – et les résultats élastiques ont été donnés et discutés.

Les grandes étapes de la méthode de la distance critique ont été détaillés : les essais de fretting simple cylindre/plan, la mesure des longueurs de fissures, la détermination des seuils d'amorçage, la simulation par éléments finis de ces seuils, le calcul du champ de contrainte équivalente SWT et enfin l'obtention de la distance critique.

La partie expérimentale ayant déjà été abordée dans le Chapitre III, ce chapitre-ci s'est intéressé au volet numérique et à la simulation du contact. Le modèle 2D éléments finis élastique du contact cylindre/plan a été présenté avec ses spécificités. Le principe du critère SWT a été rappelé ainsi que sa méthode d'application dans le cadre de cette étude.

Finalement, les résultats de distance critique ont été donnés pour différentes tailles de grains d'un acier C35, différents rayons de cylindre et différentes longueurs critiques d'amorçage. De ces simulations élastiques, il en résulte que la distance critique semble constante peu importe la microstructure et le gradient de contraintes imposé dans le cas des courtes longueurs d'amorçage ($b_{CN} = 0\mu m$ et $b_{CN} = d$). A l'inverse, pour les longueurs d'amorçage plus grandes ($b_{CN} = b_0$), la distance critique augmente avec la taille de grains et diminue avec le gradient.

Ces résultats sont cependant à nuancer puisque la loi de comportement utilisée pour l'acier C35 est une loi de comportement élastique linéaire isotrope. Or, Kubiak [72] a montré qu'un tel contact induit de la plasticité cyclique. Ainsi, le prochain chapitre va reprendre toute cette démarche en utilisant une loi de comportement élasto-plastique identifiée pour chaque microstructure étudiée.

Chapitre VI

Prise en compte de la plasticité

VI.1. Introduction

Le chapitre précédent a montré les limites de l'unique prise en compte du caractère élastique du comportement de l'acier C35. Ce chapitre-ci s'attachera donc à identifier la loi de comportement cyclique de cet acier pour plusieurs tailles de grains afin de discuter la stabilité de la méthode de la distance critique au regard du comportement élasto-plastique du matériau.

La première partie présentera le principe d'identification de la loi de comportement à partir d'essais cycliques à forte déformation plastique grâce à un code d'optimisation et donnera les lois pour trois des microstructures étudiées. Les deux autres seront ensuite obtenues par interpolation et extrapolation (en considérant les limites de cette démarche).

Grâce à ces lois de comportement, les valeurs de distance critique seront recalculées en utilisant un modèle numérique éléments finis avec une définition élasto-plastique du comportement de l'acier C35. Ces nouvelles valeurs seront discutées au regard de l'effet de la microstructure et de la longueur critique d'amorçage. L'effet de la plasticité sera ainsi pris en compte, ce qui permettra une identification plus pertinente des distances critiques optimales pour les différentes microstructures étudiées afin de lui donner un sens plus physique.

L'ensemble des résultats permettra de conclure sur la stabilité de la méthode de la distance critique pour étudier l'amorçage de fissure en fretting simple et sur la pertinence de l'approximation de Taylor.

VI.2. Identification de la loi de comportement élasto-plastique

VI.2.1. Essais expérimentaux

Afin d'obtenir les lois de comportement élasto-plastiques pour chaque microstructure étudiée, des essais cycliques plastiques ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques à têtes filetées (Figure VI-1) pour trois tailles de grains de l'acier C35 ($d = 6, 12$ et $29\mu m$).

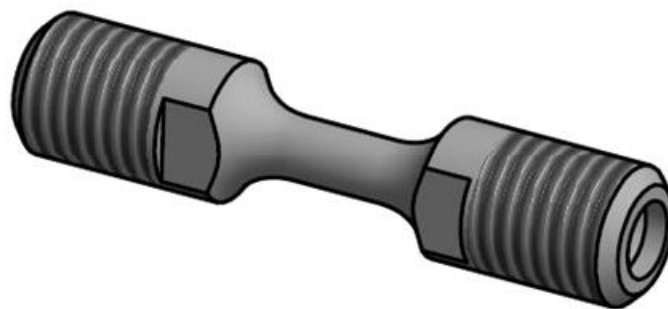


Figure VI-1 : Design des éprouvettes pour les essais cycliques plastiques

Ces essais ont été effectués sur une machine de traction hydraulique MTS au Centre des Matériaux (Mines Paris – PSL) à une fréquence $f = 0.2\text{Hz}$. Plusieurs blocs de 20 cycles ont été réalisés à un niveau de déformation variable allant de 0.2% à 2.5% avec un rapport de charge $R = -1$. Le choix de 20 cycles par bloc a été fait pour arriver à un état stabilisé pour chaque palier. Ici, les différents niveaux de déformation sont imposés à la suite sur une même éprouvette (par manque de temps et de matière) en négligeant donc l'effet d'histoire. La déformation est vérifiée à l'aide d'un extensomètre et la contrainte est mesurée grâce à un capteur de force. Les cycles obtenus sont tracés dans le plan $\sigma - \epsilon$ en Figure VI-2.

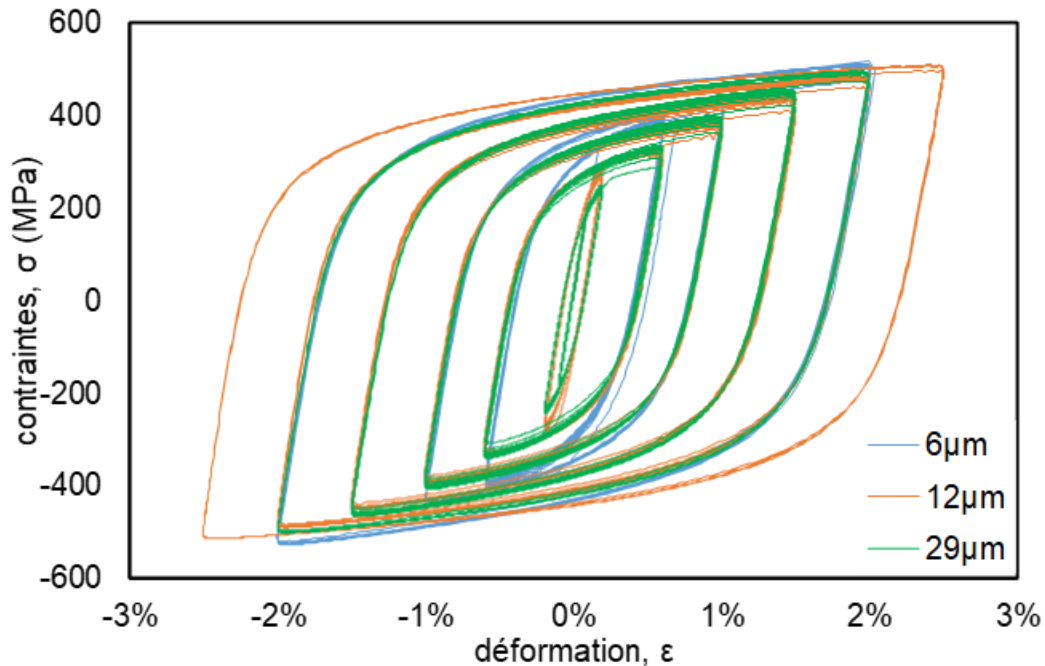


Figure VI-2 : Cycles de traction-compression dans le plan $\sigma - \epsilon$ pour différentes microstructures d'un acier C35

On remarque que, malgré des tailles de grains différentes, les trois matériaux ont des comportements très similaires. La différence apparaît surtout à faibles déformations pour lesquelles la contrainte maximale est plus importante dans le cas de la microstructure la plus fine (Figure VI-3). Par ailleurs, on peut noter que l'ouverture des cycles d'hystérésis est représentative de l'effet Bauschinger [102] qui est caractéristique d'un écrouissage cinématique.

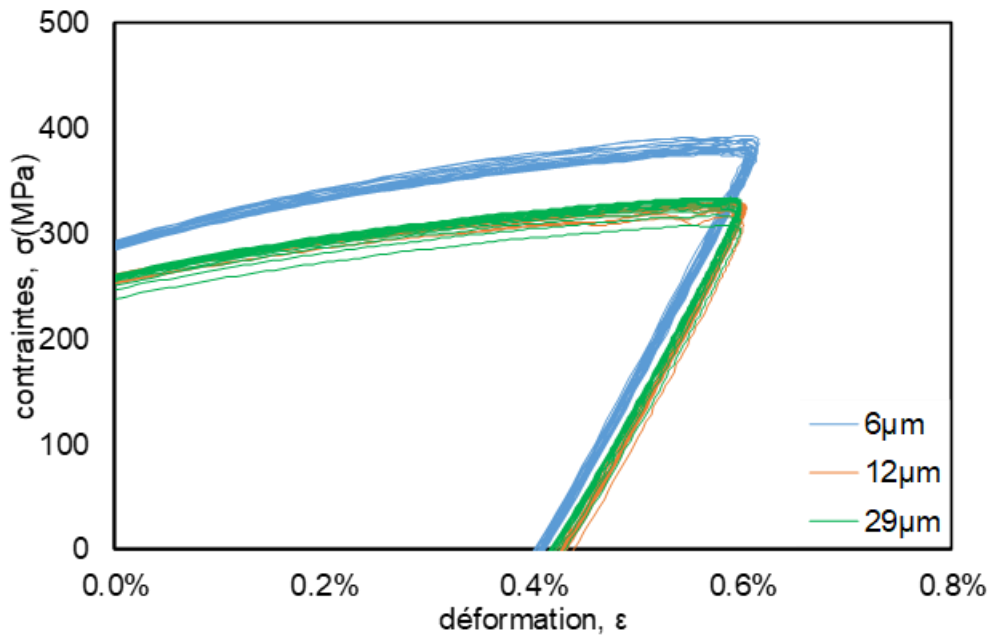


Figure VI-3 : Zoom sur les cycles de traction-compression au niveau de déformation 0.6% dans le plan $\sigma - \epsilon$ pour différentes microstructures d'un acier C35

Enfin, si l'on s'attarde sur l'évolution des boucles d'hystérésis au cours des cycles (Figure VI-4), on remarque un adoucissement pour le niveau de déformation à 0.6% (c'est-à-dire que la contrainte maximale diminue au cours des 20 cycles appliqués), alors qu'un durcissement est visible pour les niveaux supérieurs. Cette observation implique qu'il faut considérer deux écrouissages cinématiques dans la loi de comportement pour prendre en compte ces deux effets-là.

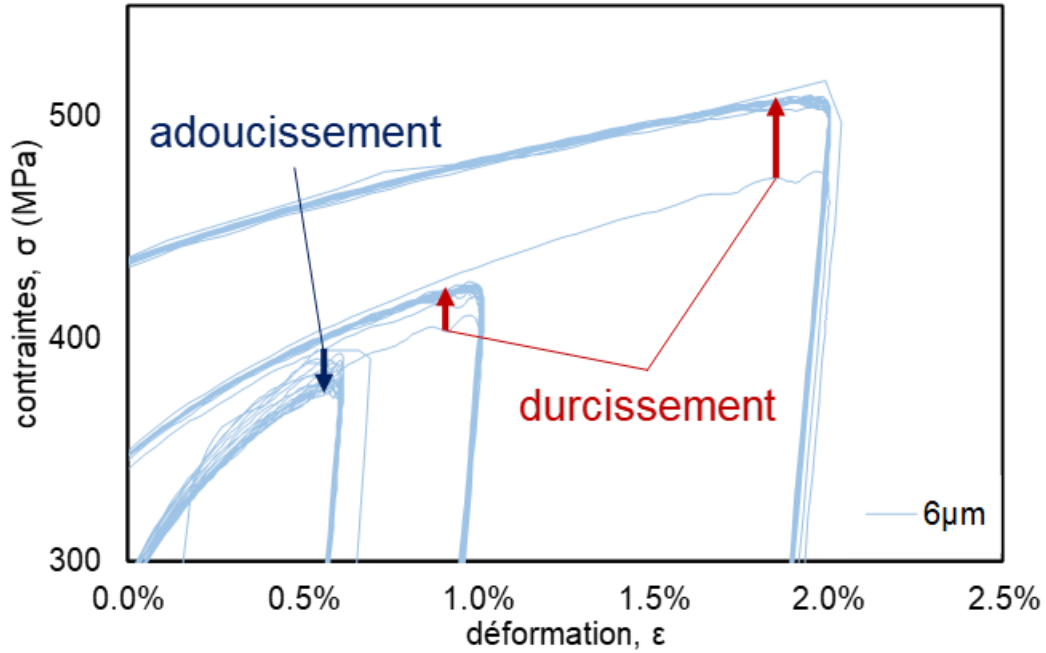


Figure VI-4 : Zoom sur les cycles de traction-compression dans le plan $\sigma - \varepsilon$ pour un acier C35 de taille de grains $d = 6\mu\text{m}$

VI.2.2. Lois de plasticité cyclique

Grâce aux cycles obtenues plus tôt, il est possible d'identifier une loi de Chaboche [10] qui est une loi de comportement à écrouissage cinématique et isotrope non-linéaire telle que présentée ci-dessous :

$$f(\bar{\sigma}) = J(\bar{\sigma} - \bar{X}) - R_{iso}(p) \quad (\text{VI-1})$$

$$\dot{\bar{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\bar{\varepsilon}}_p - \gamma \bar{X} \dot{p} \quad (\text{VI-2})$$

$$R_{iso} = R_0 + Q_{\infty}(1 - e^{-a_{iso}p}) \quad (\text{VI-3})$$

Où f est la fonction de charge, \bar{X} et R_{iso} les variables d'écrouissage qui définissent respectivement l'écrouissage cinématique et l'écrouissage isotrope, et $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$ la vitesse d'écoulement plastique ($\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \dot{p}\bar{n}$ avec p la déformation plastique).

Grâce à ces cycles expérimentaux et au code d'identification Zopt, on obtient les valeurs des coefficients de la loi de Chaboche à un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques (répertoriés dans le Tableau VI-1). Ce post-traitement a été effectué au Centre des Matériaux (Mines Paris – PSL).

Tableau VI-1 : Coefficients de la loi de Chaboche pour différentes tailles de grains d'un acier C35 (* : valeurs obtenues par inter/extrapolation)

d (μm)	3	6	12	20	29
R_0 (MPa)	192*	190	200	198*	200
Q_∞ (MPa)	100*	100	100	100*	100
a_{iso}	0.2*	0.2	0.2	0.2*	0.2
C_1 (MPa)	10264*	10000	11500	11409*	11850
γ_1	50*	50	50	50*	50
C_2 (MPa)	80504*	80200	65000	59786*	50000
γ_2	649*	500	800	583*	500

Les essais n'ayant pas pu être réalisés pour les microstructures de taille $d = 3$ et $20\mu\text{m}$, les valeurs données dans le Tableau VI-1 sont des extrapolations obtenues à partir des courbes en Figure VI-5.

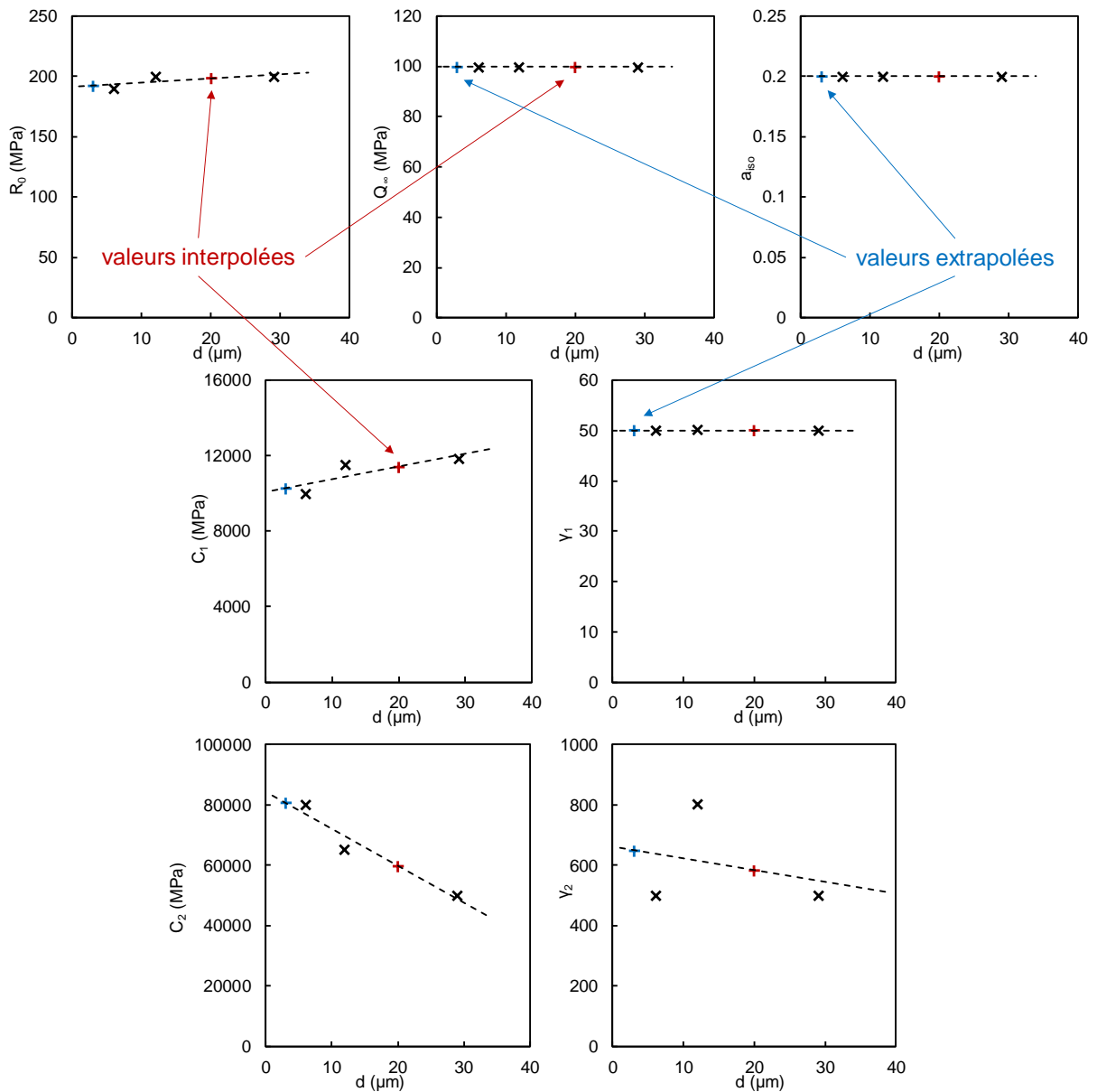


Figure VI-5 : Evolution des coefficients de la loi de Chaboche en fonction de la taille de grains (acier C35)

Il apparaît que l'extrapolation est bonne pour les paramètres de l'érouissage isotrope (R_0 , Q_∞ et a_{iso}) et du premier érouissage cinématique (C_1 et γ_1) mais est nettement moins évidente pour le second érouissage cinématique (C_2 et γ_2) notamment pour le coefficient γ_2 . N'ayant pas l'opportunité de faire les essais pour $d = 3$ et $20\mu m$ ou de les refaire pour $d = 6, 12$ et $29\mu m$, nous nous contenterons de ces valeurs en prenant bien en compte cette erreur potentielle lors de la discussion.

La Figure VI-6 compare, pour les microstructures $d = 6, 12$ et $29\mu m$, les hystérésis expérimentales et les simulations. On observe une très bonne corrélation entre les cycles plastiques obtenus expérimentalement et ceux obtenus à partir des lois identifiées.

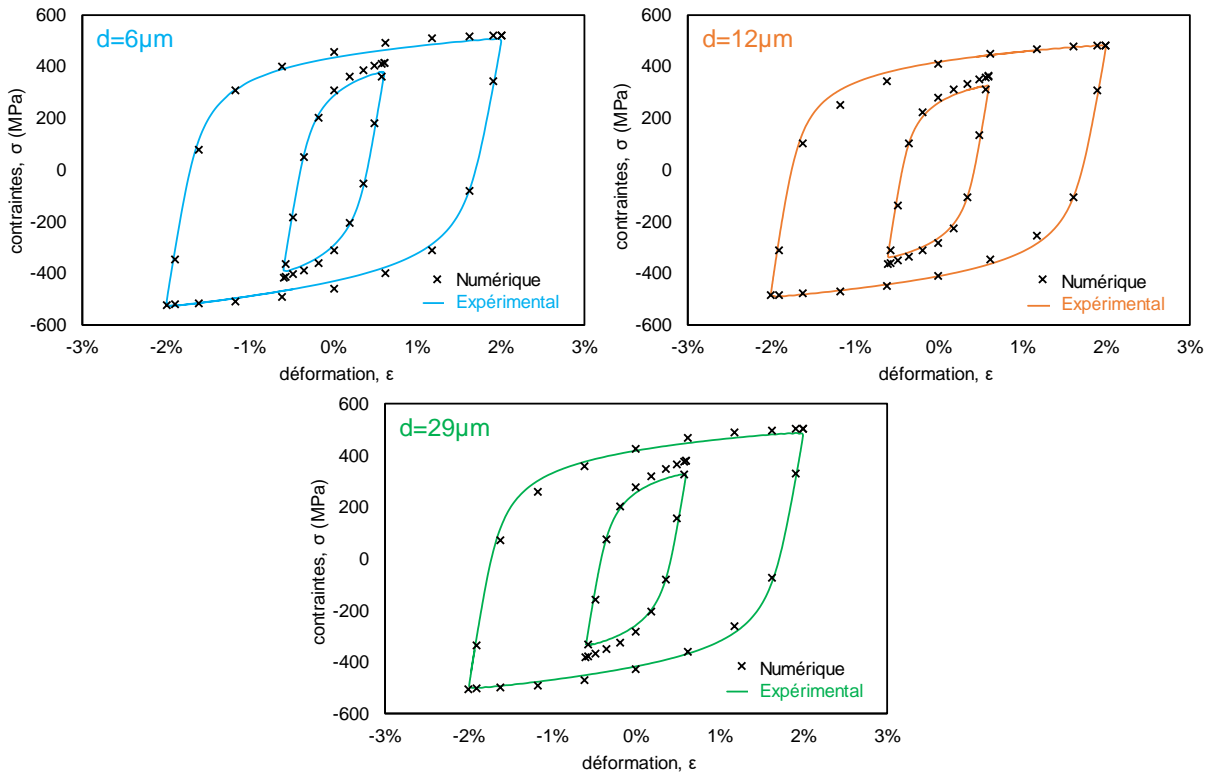


Figure VI-6 : Comparaison entre les hystérésis expérimentales et les simulations pour le 20^e cycle à $\epsilon = 0.6\%$ et pour le 20^e cycle à $\epsilon = 2\%$ pour différentes taille de grains

VI.2.3. Implémentation numérique

Les lois de comportement élasto-plastique sont implémentés directement dans le code ABAQUS/Standard *via* l'option de plasticité et d'écrouissage cyclique disponible dans le menu des propriétés matériau.

Contrairement au cas d'une loi de comportement purement élastique où tous les cycles sont identiques (et donc où il suffit d'en simuler un seul), on peut observer ici une phase transitoire puis une stabilisation du cycle de chargement au bout de 20 cycles de sollicitation (Figure VI-7). Même si la contrainte ne se stabilise vraiment qu'autour du 50^e cycle, elle augmente très peu à partir du 20^e cycle, d'où le choix de simuler seulement 20 cycles au lieu de 50, ce qui permet notamment un temps de calcul élasto-plastique réduit (nécessaire pour réaliser l'ensemble des simulations).

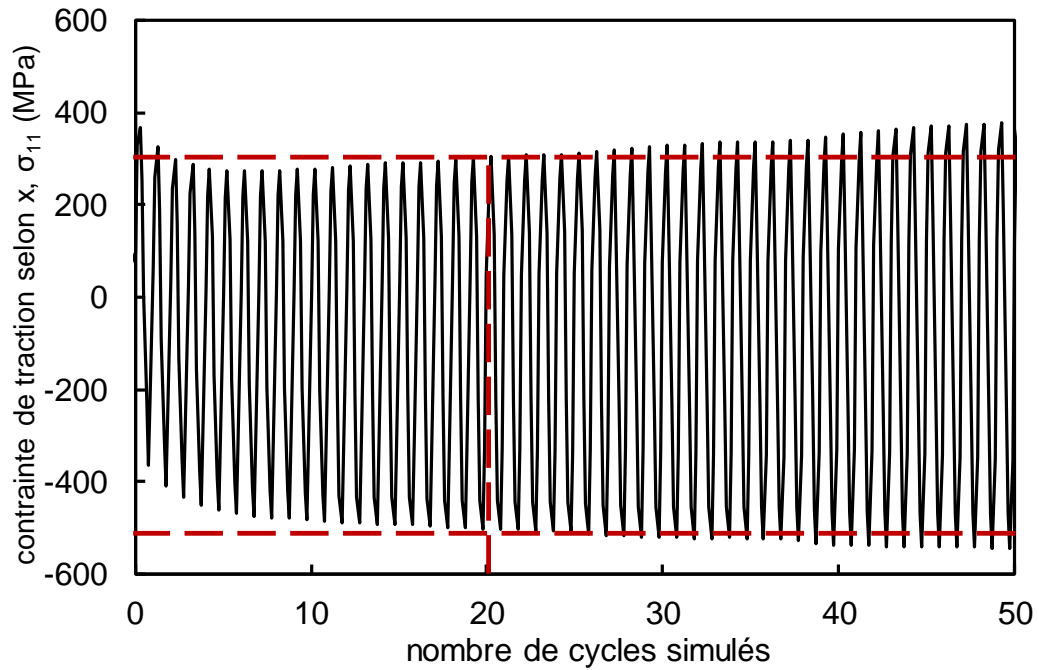


Figure VI-7 : Stabilisation de la contrainte de traction selon l'axe x au bord de contact au cours des 50 premiers cycles de sollicitation en fretting (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $Q^* = 200\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élasto-plastique)

Le chargement complet imposé est donc composé d'une phase d'indentation pour mettre les deux surfaces en contact, de l'application de l'effort normal $P = 500\text{N/mm}$ et enfin des 20 cycles de fretting via la force tangentielle cyclique Q de forme sinusoïdale et d'amplitude Q_{th}^* (Figure VI-8).

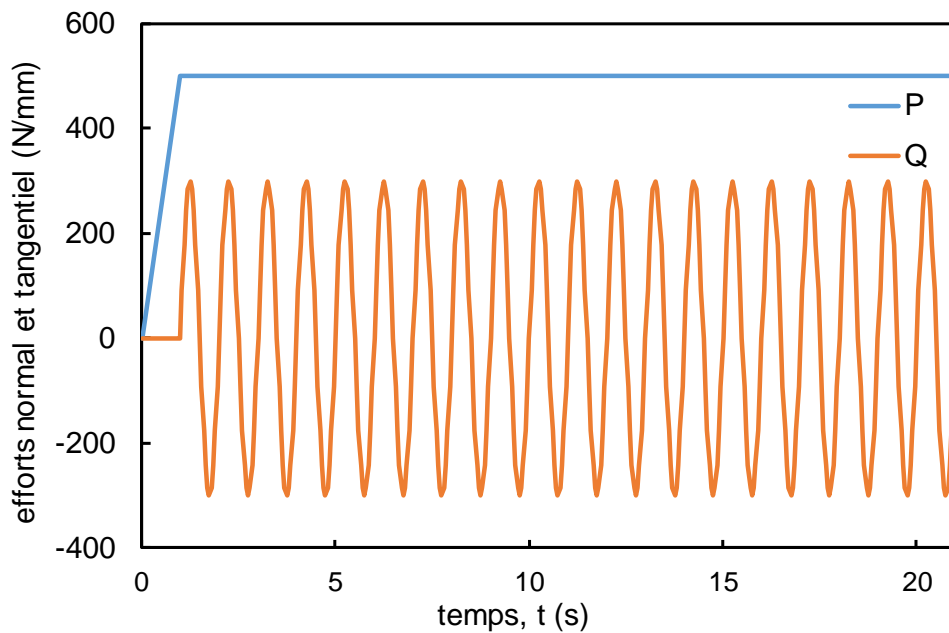


Figure VI-8 : Etapes de chargement au cours de la simulation numérique (calcul élasto-plastique)

Comme pour le cas purement élastique, les champs de pression et de cisaillement à la surface du plan peuvent être extraits. La Figure VI-9 montre la différence de profil de ces contraintes à la surface du plan de part et d'autre du contact entre le calcul élastique et le calcul élasto-plastique. On remarque que les niveaux de pression et de cisaillement atteints sont plus faibles et que les profils sont plus larges. Cela s'explique par l'augmentation de la taille de contact du fait de la déformation plastique du contact (puisque l'effort normal, lui, ne change pas).

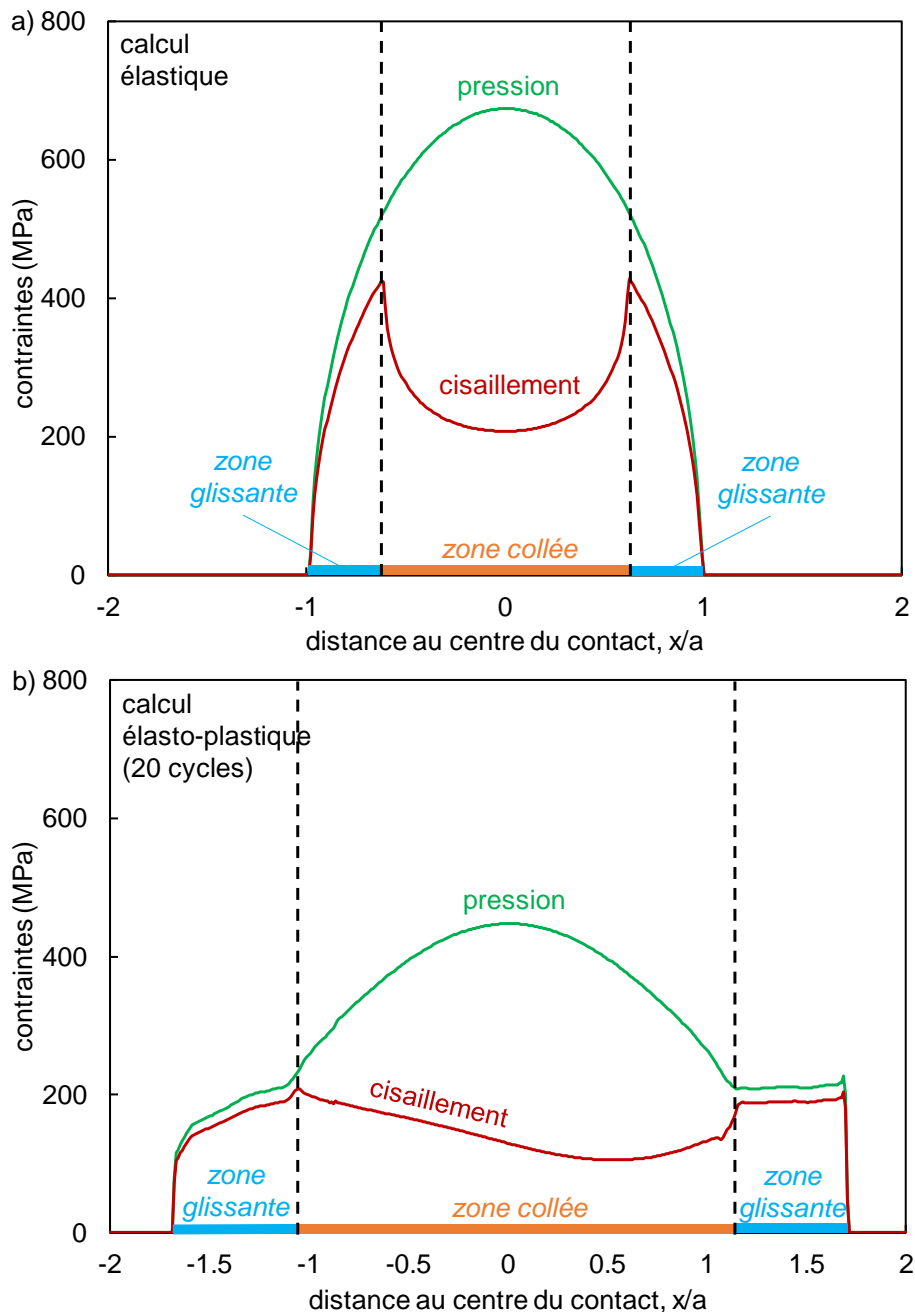


Figure VI-9 : Distribution de la pression et du cisaillement en surface de part et d'autre du contact cylindre/plan (a) via un calcul élastique, (b) via un calcul élasto-plastique (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $Q^* = 250\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $d = 12\mu\text{m}$, à la demi-largeur de contact élastique de Hertz)

Nous pouvons en déduire que l'accommodation est liée non seulement à la réponse du matériau mais aussi et surtout à l'extension de l'aire de contact par déformation plastique. Cela a pour effet direct de réduire le maximum de la pression et du cisaillement imposés au contact. On peut parler ici d'adaptation géométrique du contact qui induit une accommodation du trajet de chargement imposé au matériau, en plus d'un écrouissage plastique.

Les zones déformées plastiquement peuvent également être observées sous le contact (Figure VI-10). On remarque d'une part que ces zones sont bien situées en bord de contact, et d'autre part que la profondeur de ces zones est de l'ordre de $20\mu\text{m}$.



Figure VI-10 : Champ de déformation plastique cumulée (PEEQ) sous le contact après 20 cycles (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $Q^* = 250\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élasto-plastique)

L'implémentation des lois de comportement élasto-plastique va permettre de discuter plus précisément la stabilité de la méthode de la distance critique vis-à-vis du gradient de contraintes, de la microstructure et de la longueur critique d'amorçage sur la fissuration en fretting simple.

VI.3. Stabilité vis-à-vis du gradient de contraintes

Grâce à la distance critique calculée *via* un calcul élasto-plastique, il est possible de rediscuter l'effet du gradient de contraintes en faisant varier le rayon du cylindre R_c pour une unique microstructure ($d = 12\mu\text{m}$). Comme pour l'étude élastique, les seuils d'amorçage Q_{th}^* sont considérés issus de l'analyse expérimentale (*cf.* Tableau V-4). Les distances critiques ainsi calculées sont représentées sur la Figure VI-11 en fonction du gradient de contraintes élastique $\bar{\sigma}_{H,max}$ et répertoriées dans le Tableau VI-2 pour les trois rayons R_c utilisés.

Les barres d'erreur horizontales et verticales sont déterminées exactement comme dans le cas élastique (*cf.* partie V.4.) à partir des erreurs sur la taille de grains, la mesure de la longueur de fissure, la droite de tendance, la taille de maillage du modèle numérique et la valeur de la transition fissures courtes / fissures longues (détails en Annexe 3).

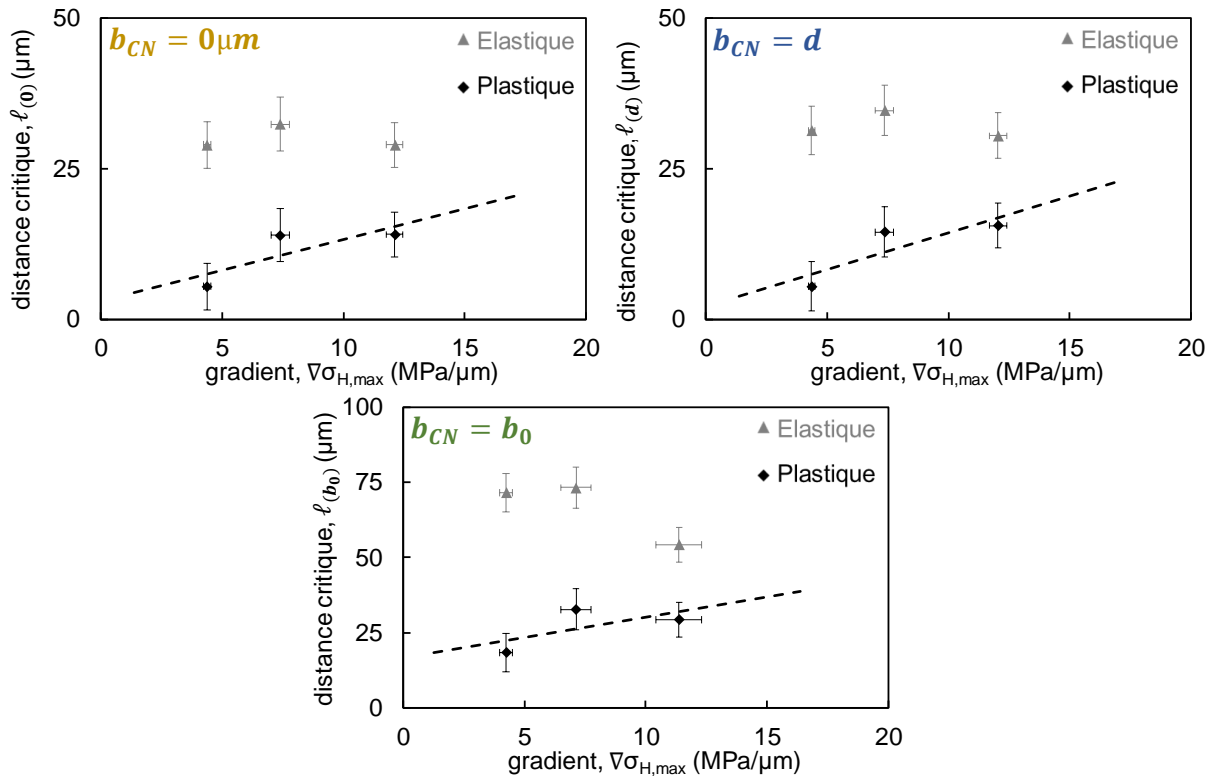


Figure VI-11 : Distance critique établie avec le critère SWT en fonction du gradient de contraintes élastique pour différentes longueurs d’amorçage (acier C35, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élasto-plastique)

Tableau VI-2 : Distances critiques SWT pour différentes longueurs d’amorçage et pour différents rayons de cylindre (acier C35, $d = 12\mu\text{m}$, calcul élasto-plastique)

R_c (mm)	20	40	80
$\ell_{d,b_{CN}=0\mu\text{m}}$ (μm)	14	14	6
$\ell_{d,b_{CN}=d}$ (μm)	16	15	6
$\ell_{d,b_{CN}=b_0}$ (μm)	29	33	18

Contrairement à l’analyse élastique, on observe une évolution croissante de la distance critique avec le gradient élastique associé, ceci pour les trois longueurs critiques d’amorçage ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$, d et b_0). Cette tendance est cohérente avec des résultats de la littérature, associés à des chargements imposés élastiques, qui montrent que la distance critique optimale augmente avec le gradient de contrainte [9].

En première approximation, on peut décrire l’évolution de la distance critique en fonction du gradient de la contrainte hydrostatique, pour les trois longueurs d’amorçage considérées, à l’aide des expressions affines suivantes :

$$\ell_{(0)} = \alpha_{\ell,(0)} \times \bar{\nabla}\sigma_{H,max} + \ell_{(0),0} \quad (\text{VI-4})$$

$$\ell_{(d)} = \alpha_{\ell,(d)} \times \bar{\nabla}\sigma_{H,max} + \ell_{(d),0} \quad (\text{VI-5})$$

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\ell,(b_0)} \times \bar{\nabla}\sigma_{H,max} + \ell_{(b_0),0} \quad (\text{VI-6})$$

Avec $\alpha_{\ell,(0)} = 1.01\mu\text{m}^2/\text{MPa}$, $\alpha_{\ell,(d)} = 1.22\mu\text{m}^2/\text{MPa}$, $\alpha_{\ell,(b_0)} = 1.35\mu\text{m}^2/\text{MPa}$, $\ell_{(0),0} = 3.1\mu\text{m}$, $\ell_{(d),0} = 2.2\mu\text{m}$ et $\ell_{(b_0),0} = 17\mu\text{m}$.

Cependant, cette évolution affine croissante présente une pente relativement faible par rapport à celle attendue. Cela s'explique par le fait que l'étendue et les valeurs des gradients de contraintes considérés restent relativement faibles. En effet, en s'appuyant sur les travaux de Fouvry et al. [9], il s'avère que l'augmentation de la distance critique avec le gradient est significative après un certain seuil $\bar{\nabla}\sigma_{H,max} = 12\text{MPa}/\mu\text{m}$, ce qui correspond au gradient maximal de notre étude. Pour atteindre ces niveaux de gradients, il aurait été nécessaire d'utiliser des rayons de cylindre plus petits et d'appliquer des niveaux de pression plus élevés. Or, cette stratégie n'est ici pas possible compte tenu des faibles propriétés plastiques de l'acier C35 étudié à structure ferrito-perlitique.

En conclusion, avec les rayons de cylindre employés, on se situe dans un domaine où la distance critique est relativement stable avec le gradient de contraintes. De ce fait, on peut en déduire que l'étude de l'effet de la microstructure dans la partie suivante réalisée avec un unique rayon $R_c = 40\text{mm}$ peut être généralisée au moins à des rayons compris entre 20 et 80mm.

Une autre conclusion importante de ces travaux est la mise en lumière de la nécessité de réaliser des simulations élasto-plastiques représentatives pour analyser des essais expérimentaux dans lesquels on observe des déformations plastiques. En effet, il apparaît évident qu'une approximation élastique peut induire des résultats contradictoires et non-représentatifs (cf. partie V.4.).

VI.4. Effet microstructure

L'effet de la microstructure sur la distance critique est de nouveau étudié en considérant les mêmes cinq tailles de grains d d'un acier C35 avec un rayon de cylindre $R_c = 40\text{mm}$. Les amplitudes seuils d'amorçage Q_{th}^* sont les mêmes que pour le chapitre précédent puisque déterminés expérimentalement (cf. Tableau V-1). A nouveau, le champ de contrainte équivalente σ_{SWT} est calculé sur le dernier cycle de chargement pour toutes les conditions et les valeurs de distances critiques sont déterminées (cf. Figure VI-12 et Tableau VI-3).

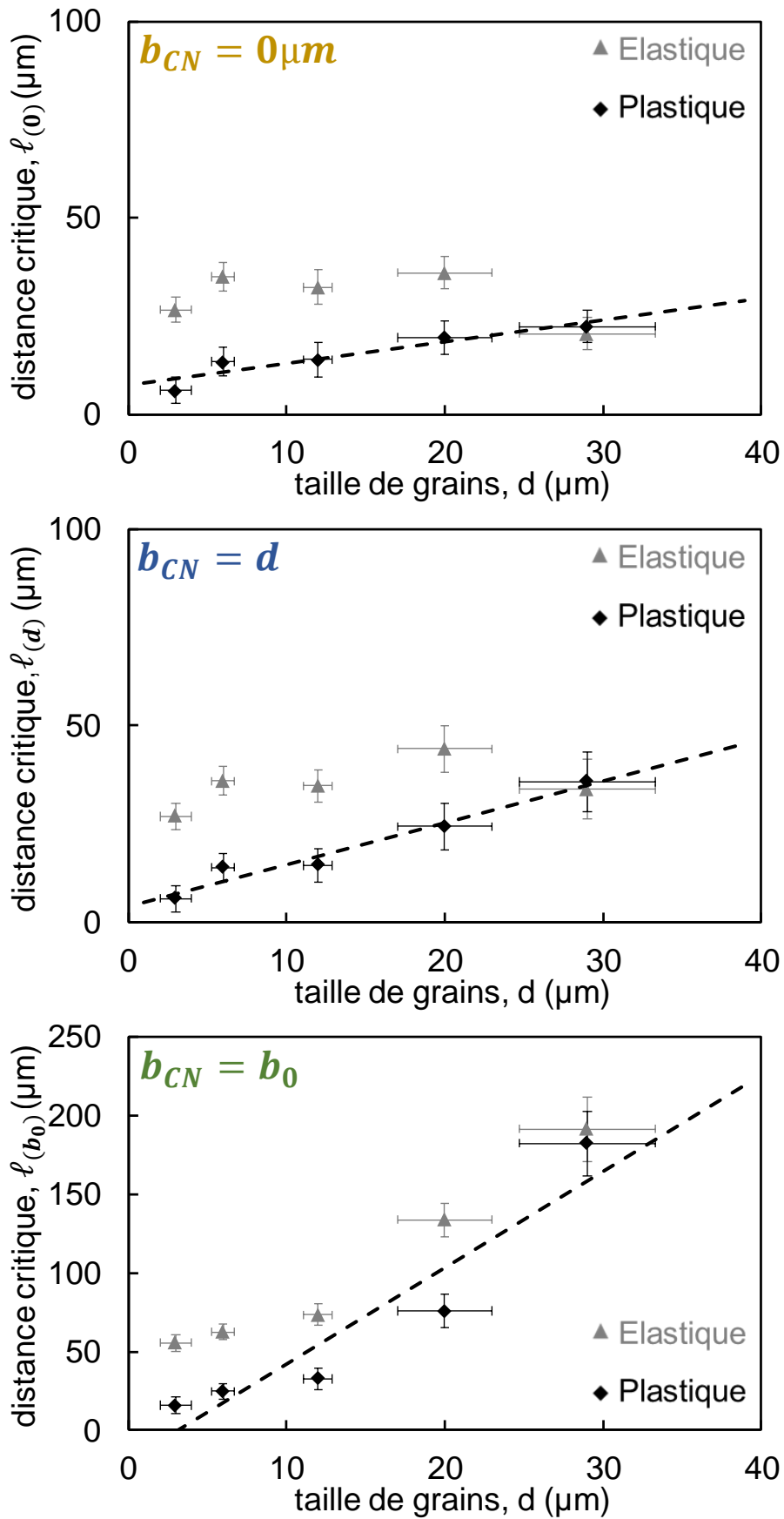


Figure VI-12 : Distance critique établie avec le critère SWT en fonction de la taille de grains pour différentes longueurs d'amorçage (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

Les barres d'erreur horizontales et verticales sont déterminées de la même façon que dans le cas purement élastique (cf. partie V.3.) à partir des erreurs sur la taille de grains, la mesure de la longueur de fissure, la droite de tendance, la taille de maillage du modèle numérique et la valeur de la transition fissures courtes / fissures longues (détails en Annexe 3).

Tableau VI-3 : Distances critiques SWT pour différentes longueurs d'amorçage et pour différentes tailles de grains d'un acier C35 ($R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

d (μm)	3	6	12	20	29
$\ell_{(0)}$ (μm)	6	14	14	20	22
$\ell_{(d)}$ (μm)	6	14	15	24	36
$\ell_{(b_0)}$ (μm)	16	25	33	76	182

Pour les trois longueurs d'amorçage considérées ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$, d et b_0), la distance critique calculée via un modèle élasto-plastique augmente avec la taille de grains de façon affine. Cette dépendance semble être d'autant plus importante que la longueur critique d'amorçage est grande, *ie.* la pente de la droite de tendance est plus élevée pour $b_{CN} = b_0$ que pour $b_{CN} = d$ et $b_{CN} = 0\mu\text{m}$.

En première approximation, une évolution affine peut être utilisée pour les trois longueurs d'amorçage considérées :

$$\ell_{(0)} = \alpha_{\ell,(0)} \times d + \ell_{(0),0} \quad (\text{VI-7})$$

$$\ell_{(d)} = \alpha_{\ell,(d)} \times d + \ell_{(d),0} \quad (\text{VI-8})$$

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\ell,(b_0)} \times d + \ell_{(b_0),0} \quad (\text{VI-9})$$

Avec $\alpha_{\ell,(0)} = 0.55$, $\alpha_{\ell,(d)} = 1.06$, $\alpha_{\ell,(b_0)} = 6.11$, $\ell_{(0),0} = 7.4\mu\text{m}$, $\ell_{(d),0} = 4.2\mu\text{m}$ et $\ell_{(b_0),0} = -19\mu\text{m}$.

L'erreur $E\%$ des courbes de tendance par rapport aux valeurs réelles est calculée via l'équation (VI-10) ci-dessous et est donnée pour chaque longueur d'amorçage b_{CN} dans le Tableau VI-4.

$$E\% = \text{moyenne} \left(\frac{|\ell_{fit} - \ell_{exp}|}{\ell_{exp}} \right) \quad (\text{VI-10})$$

Avec ℓ_{exp} la valeur calculée de la distance critique (cf. Tableau VI-3) et ℓ_{fit} la valeur donnée par la courbe de tendance.

Tableau VI-4 : Erreur moyenne $E\%$ pour différentes longueurs critiques d'amorçage (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

b_{CN}	$0\mu\text{m}$	d	b_0
$E\%$	15%	13%	50%

Si l'erreur est relativement faible pour $b_{CN} = 0\mu\text{m}$ et $b_{CN} = d$, elle apparaît plus importante dans le cas $b_{CN} = b_0$.

Pour les microstructures $d = 3\mu\text{m}$ et $d = 20\mu\text{m}$ pour lesquelles les lois de comportement élasto-plastique ont été obtenues par extrapolation, l'impact du coefficient γ_2 est mis en lumière en considérant comme valeur de coefficient γ_2 +écart-type et γ_2 -écart-type et en réalisant à nouveau les calculs élasto-plastiques de la distance critique. Les valeurs ainsi obtenues sont répertoriées dans le Tableau VI-5 ci-dessous.

Tableau VI-5 : Effet du coefficient γ_2 sur les distances critiques pour $d = 3\mu\text{m}$ et $d = 20\mu\text{m}$ (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

d (μm)	3			20		
γ_2	476	649	822	410	583	756
$\ell_{(0)}$ (μm)	6.1	6.2	6.4	19.4	19.6	19.9
$\ell_{(d)}$ (μm)	6.0	6.1	6.4	24.2	24.4	24.8
$\ell_{(b_0)}$ (μm)	15.3	15.8	16.7	74.7	75.8	77.0

On note que l'effet d'une fluctuation du coefficient γ_2 vis-à-vis de la distance critique reste très minime. Ainsi, du fait de cette faible influence, seule la valeur extrapolée de γ_2 sera considérée pour ces microstructures par la suite.

A partir de ces résultats, l'influence de la microstructure sur la distance critique peut être discutée au regard de la longueur critique d'amorçage.

VI.5. Discussion

VI.5.1. Effet de la plasticité

Il apparaît tout d'abord que la prise en compte de la plasticité dans la simulation est essentielle pour déterminer la distance critique et lui donner un sens plus physique. En effet, les Figure VI-11 et Figure VI-12 montrent que les distances critiques calculées en utilisant les lois de comportement élasto-plastiques ont tendance à être plus courtes que celle obtenues via un calcul purement élastique. Cet écart s'explique par la différence de profil de la contrainte

équivalente σ_{SWT} sous le hotspot. La Figure VI-13 met en exergue cette différence, notamment le fait que la contrainte élasto-plastique est plus faible que la contrainte élastique juste sous le contact et que cette tendance s'inverse à une certaine profondeur. Ainsi, pour quasi l'ensemble des conditions étudiées, cette profondeur d'inversion est plus grande que la distance critique, ce qui explique cette diminution avec la prise en compte de la plasticité.

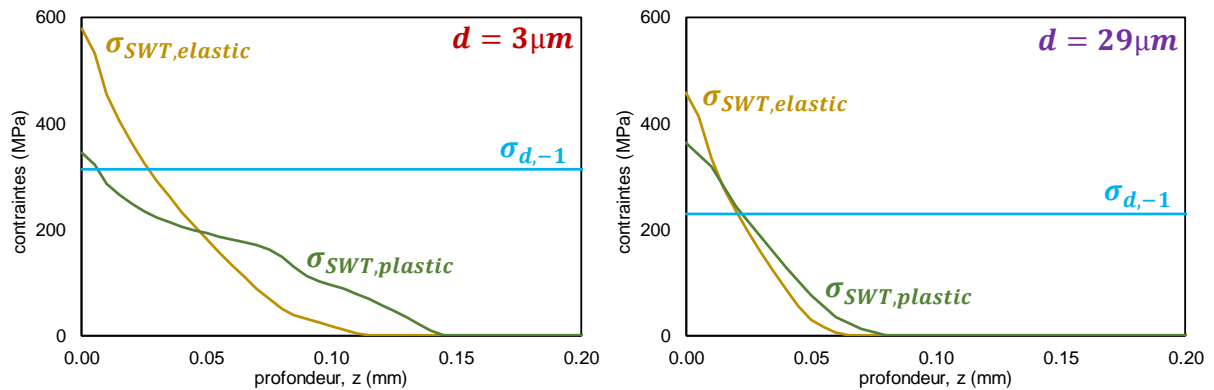


Figure VI-13 : Profils de contrainte équivalente σ_{SWT} élastique et élasto-plastique sous le hotspot pour deux tailles de grains différentes (acier C35, $P = 500\text{N/mm}$, $R_c = 40\text{mm}$, $b_{CN} = 0\mu\text{m}$)

Par ailleurs, la Figure VI-13 montre que cette différence de profils semble diminuer avec la taille de grains jusqu'à avoir des profils quasi confondus dans le cas $d = 29\mu\text{m}$, d'où les valeurs proches de distance critique obtenues, par les simulations plastiques et élasto-plastiques, pour cette microstructure. Cette tendance suppose donc que la distance critique élastique et la distance critique élasto-plastique se rapprochent à mesure que la taille de grains augmente.

Ce résultat est intéressant et contre-intuitif. En effet, on pourrait supposer que plus la taille de grains est importante, plus le seuil plastique est faible et donc plus l'effet de la plasticité sera conséquent. Cependant, il faut aussi considérer le fait que le seuil d'amorçage Q_{th}^* diminue nettement avec la taille de grains, de sorte que les chargements nécessaires pour fissurer sont plus faibles. De ce fait, le chargement élasto-plastique subit par cette microstructure pour ces conditions d'amorçage se rapproche d'un chargement élastique.

VI.5.2. Impact de la microstructure et de la longueur d'amorçage

En ce qui concerne l'effet de la longueur d'amorçage, peu importe l'hypothèse considérée ($b_{CN} = 0\mu\text{m}$, d ou b_0), la distance critique augmente de façon affine avec la taille de grains (cf. Figure VI-12). Si cette observation avait également été faite dans le chapitre précédent pour une longueur d'amorçage grande ($b_{CN} = b_0$) (cf. partie V.3.), ce n'était pas le cas pour

des longueurs d'amorçage courtes ($b_{CN} = 0\mu m$ et $b_{CN} = d$) pour lesquelles la distance critique semblait constante (cf. Figure V-7).

En particulier, pour $b_{CN} = d$, la prise en compte de la plasticité remet en question le fait d'utiliser une unique distance critique peu importe la taille de la microstructure. Il semblerait en effet que, même pour une longueur d'amorçage assimilée à la taille d'un grain, la distance critique est dépendante de d .

Afin de formaliser cette dépendance, on en propose une description physique *via* une approximation linéaire (cf. Figure VI-14). Ainsi, l'équation (VI-8) devient :

$$\ell_{(d)} = \alpha_{\ell,(d)} \times d \quad (VI-11)$$

Avec $\alpha_{\ell,(d)} = 1.26$.

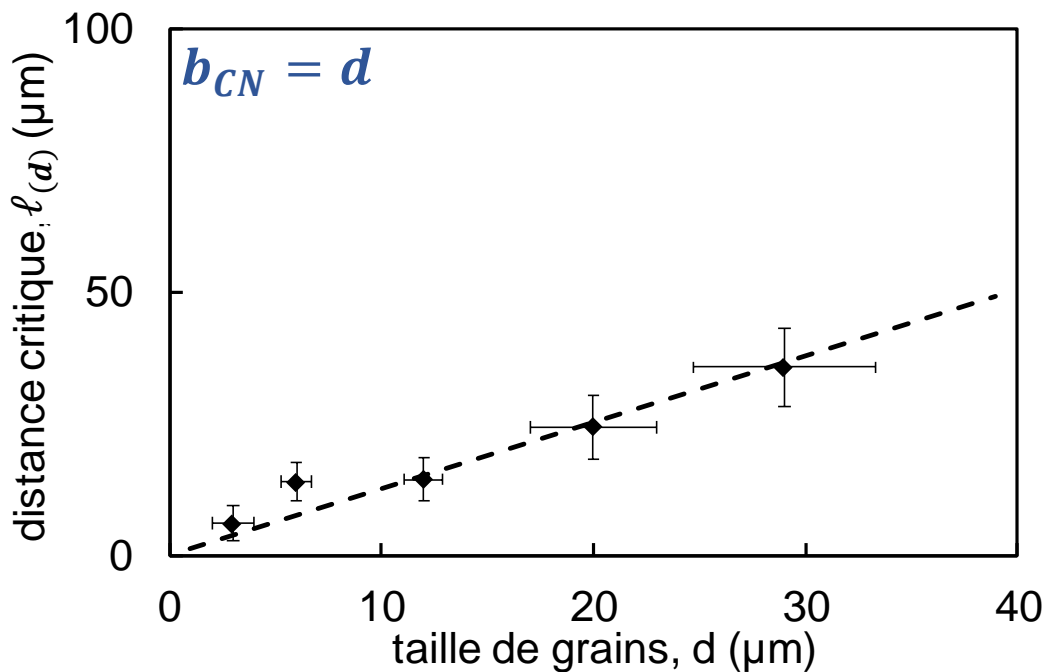


Figure VI-14 : Tendence linéaire de la distance critique en fonction de la taille de grains pour $b_{CN} = d$ (acier C35, $R_c = 40mm$, calcul élasto-plastique)

Dans ce cas, l'erreur moyenne $E\%$ calculée à partir de la formule (VI-10) passe de 13% à 19%, ce qui tend à dire que l'approximation linéaire est nettement moins bonne que l'approximation affine. Cependant, cette valeur d'erreur est plus importante principalement à cause de l'erreur sur les petites tailles de grains ($E\%_{d=3\mu m} = 38\%$ et $E\%_{d=6\mu m} = 46\%$). Si on ne considère que les grains plus gros ($d = 12, 20$ et $29\mu m$), l'erreur tombe à seulement 3%. Cette erreur sur les microstructures fines pourrait s'expliquer par le fait que la description physique proposée par la relation (VI-11) ne fonctionne plus complètement dans le cas de petits grains pour lesquels la physique de l'amorçage est différente puisque plus sensible aux joints de grains [51,52].

En négligeant cette erreur pour les microstructures fines, on obtient donc que la distance critique augmente de façon linéaire avec la taille de grains. Cette observation va dans le sens de l'approximation de Taylor [39], qui affirme une proportionnalité entre la distance critique et la transition fissures courtes / fissures longues ($\ell = 0.5b_0$), puisque le b_0 est lui-même directement lié à la taille de grains d (cf. Figure IV-13 et équation (IV-10)).

Pour aller plus loin, en s'appuyant de l'équation (VI-11), on peut dire que la distance critique (associée à une longueur d'amorçage égale à d) est de l'ordre de grandeur de la taille de grains ($\ell_{(d)} = 1.26 \times d \sim d$), ce qui revient à dire que la contrainte équivalente SWT est effectivement égale à la limite matériau $\sigma_{a,-1}$ au niveau du premier joint de grains rencontré, au seuil d'amorçage. Cette idée avait déjà été théorisée par Fouvry *et al.* [103] sans être démontrée puisqu'à ce jour, aucune étude antérieure n'a pris en compte l'effet de la taille de grains sur la fissuration de manière aussi systématique tout en considérant l'effet de la plasticité (qui est souvent négligé). On peut ainsi écrire :

$$\sigma_{SWT,(d)}(z = \ell_{(d)} \sim d) = \sigma_{a,-1} \quad (\text{VI-12})$$

Physiquement, cela peut se traduire par le fait que, la contrainte équivalente doit être supérieure à la limite de fatigue du matériau pour passer la barrière microstructurale que représente le premier joint de grains et entraîner la fissuration du matériau. Autrement dit, la contrainte nécessaire pour franchir le premier joint de grains est donnée par la limite de fatigue, elle-même dépendante de la taille de la microstructure du matériau. Or, on aurait pu penser que la contrainte pour franchir cette barrière devrait être la même pour tous les joints de grains, peu importe la taille des grains, mais ce n'est pas ce que nous montrons ici avec la relation (VI-12). Cette étude tend, d'une part, à réaffirmer le lien entre amorçage de fissure en fretting et microstructure, et d'autre part, à montrer que la contrainte locale en pointe de fissure nécessaire à la propagation au-delà d'un grain (et donc au-delà du premier joint de grains) est de l'ordre de grandeur de la limite de fatigue du matériau.

Si maintenant on s'intéresse à une longueur d'amorçage plus importante ($b_{CN} = b_0$), la relation affine (VI-9) entre la distance critique ℓ et la taille de grains d tend une nouvelle fois à valider l'approximation de Taylor puisque le même lien affine existe entre b_0 et d .

Pour poursuivre dans ce raisonnement, la distance critique $\ell_{(b_0)}$ est de nouveau adimensionnée par la valeur de b_0 . L'évolution du rapport $\psi_{(b_0)} = \ell_{(b_0)} / b_0$ en fonction de la taille de grains est tracée en Figure VI-15.

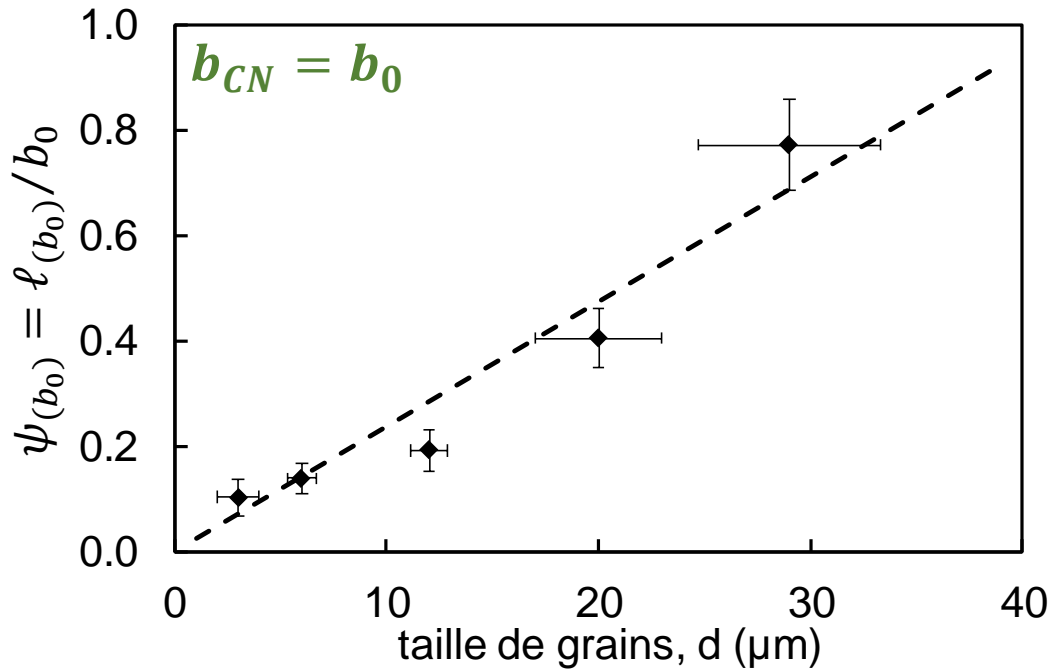


Figure VI-15 : Distance critique sur la transition fissures courtes/longues en fonction de la taille de grains (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, $b_{CN} = b_0$, calcul élasto-plastique)

La dépendance linéaire observée entre le ratio $\psi_{(b_0)}$ et la taille de grains d est décrite par l'équation suivante :

$$\psi_{(b_0)} = \alpha_{\psi,(b_0)} \times d \quad (\text{VI-13})$$

Que l'on peut réécrire :

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\psi,(b_0)} \times d \times b_0 \quad (\text{VI-14})$$

Avec $\alpha_{\psi,(b_0)} = 0.024\mu\text{m}^{-1}$.

Même si la relation entre $\ell_{(b_0)}$ et b_0 est évidente, il apparaît qu'elle n'est pas aussi triviale qu'une simple proportionnalité comme énoncé par Taylor ($\ell = 0.5b_0$). En effet, en plus du lien avec b_0 , il y a aussi une nette dépendance à la taille de grains d . L'erreur de 50% calculée précédemment (cf. Tableau VI-4) tombe alors à 22% avec cette description plus physique (VI-14).

Or, dans la mesure où il existe une corrélation entre la transition fissures courtes / fissures longues b_0 et la taille de grains d (cf. équation (IV-10)), il est certainement possible d'établir une relation directe entre $\ell_{(b_0)}$ et d sans faire intervenir b_0 . Pour discuter cette idée, la Figure VI-16 présente l'évolution de la distance critique $\ell_{(b_0)}$ – ainsi identifiée à partir des simulations élasto-plastiques – en fonction de d^2 .

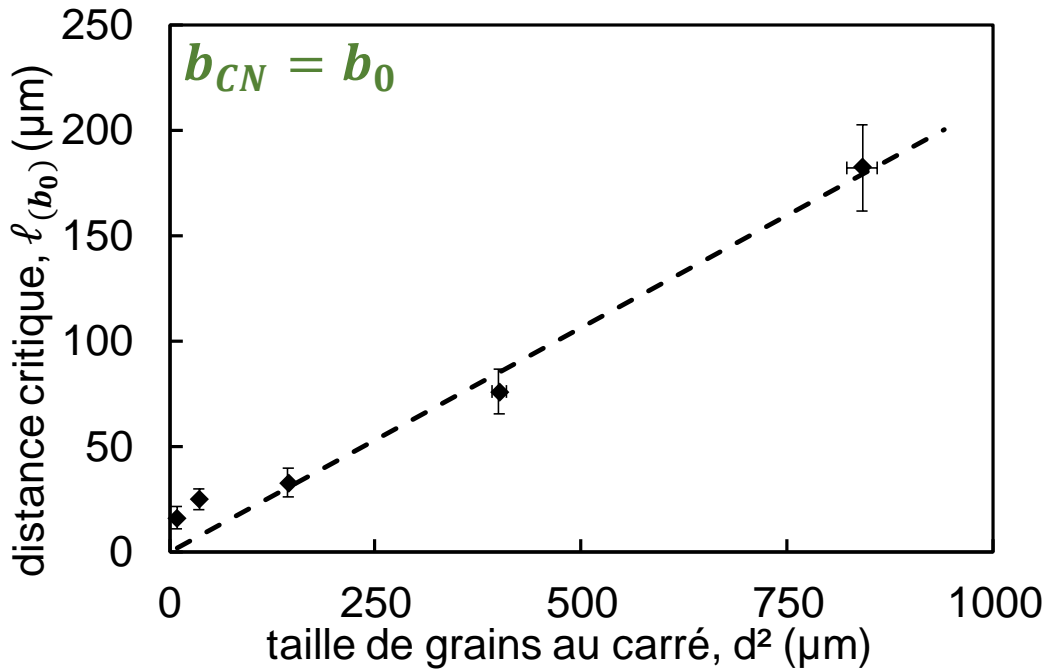


Figure VI-16 : Tendence linéaire de la distance critique en fonction de la taille de grains au carré pour $b_{CN} = b_0$ (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

Une corrélation linéaire peut être établie entre $\ell_{(b_0)}$ et d^2 ce qui permet d'écrire la relation suivante :

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\ell,(b_0)} \times d^2 \quad (\text{VI-15})$$

Avec $\alpha_{\ell,(b_0)} = 0.213\mu\text{m}^{-1}$.

L'erreur moyenne passe alors de 50% avec l'équation affine (VI-9) à 35% avec cette nouvelle formulation (VI-15) mais reste tout de même supérieure à celle de 22% avec la relation prenant explicitement en compte b_0 (VI-14). Cependant, comme pour le cas $b_{CN} = d$, l'erreur est importante surtout pour les petites tailles de grains ($E\%_{d=3\mu\text{m}} = 88\%$ et $E\%_{d=6\mu\text{m}} = 69\%$). Si on ne considère que les microstructures plus grosses ($d = 12, 20$ et $29\mu\text{m}$), l'erreur tombe à 7%. A nouveau, cette erreur pour les microstructures fines est très certainement due au fait que la physique d'amorçage dans le cas de petits grains est plus sensible aux joints de grains qui sont plus nombreux.

Dans ce cas-là, il apparaît que plus la taille de grains est importante, plus la distance critique à considérer doit être grande pour pallier l'effet du fort gradient de contraintes. Cela s'explique par le fait que, plus la microstructure est grosse, plus les fortes contraintes sont concentrées sur un nombre très restreint de grains, voire sur un seul et unique grain. En effet, si par exemple, pour une sollicitation donnée, le gradient n'impacte qu'un seul et unique grain dans le cas où $d = 29\mu\text{m}$, ce même gradient en impactera 10 fois plus dans le cas $d = 3\mu\text{m}$ (voire mille fois plus si on résonne en volume). Il semble donc que le problème posé par le fort

gradient de contraintes est en réalité intimement lié à la taille de la microstructure étudiée. Ainsi, la surestimation du risque d'amorçage due aux forts gradients s'avère d'autant plus importante pour un matériau qui possède de gros grains. Ceci renforce l'intérêt et la pertinence des méthodes non-locales qui ne considèrent pas la contrainte en un point précis (ou sur un seul grain) mais sur l'ensemble d'une zone.

Pour aller plus loin encore dans l'étude de cette dépendance de l'amorçage à la microstructure, il serait pertinent de réaliser des simulations en plasticité cristalline pour prendre en compte non seulement la taille des grains mais aussi leur répartition dans le volume et leur orientation. Plusieurs études ont d'ailleurs commencé à s'intéresser à cette méthode numérique dans le cas de chargements multiaxiaux [104] et plus particulièrement dans le cas du fretting [105,106]. L'étude de Guilhem *et al.* [107] montre notamment l'importance de prendre en compte l'orientation du premier grain dans lequel amorce la fissure mais aussi celle des grains directement environnants pour connaître la distribution des contraintes au sein du matériau. Cette simulation plus complète permettrait ainsi de discuter de ce qu'il se passe dans les grains et au niveau des joints de grains, et notamment de discuter la relation (VI-12) dans le cas $b_{CN} \sim d$.

En conclusion, les résultats issus de ces simulations élasto-plastiques nous permettent d'établir des relations entre la distance critique optimale et la microstructure en considérant la taille de défaut associé à la notion d'amorçage. Ainsi, si la longueur d'amorçage prise en compte est faible ($b_{CN} \sim d$), alors la distance critique est proportionnelle à la taille de grains ($\ell \propto d$). En revanche, si le défaut d'amorçage considéré est plus grand, équivalent à la valeur de transition fissures courtes / fissures longues b_0 , on observe une dépendance en d^2 ($\ell \propto d^2$). Ces résultats réaffirment également l'intérêt de la prise en compte de la plasticité dans le contact.

VI.5.3. Taille de grains moyenne vs taille de grains de ferrite

Dans le Chapitre II, le choix a été fait de considérer la taille de grains moyenne comme dimension caractéristique de l'acier C35 (*cf.* partie II.3.2.). Or, deux constituants composent cet acier : de la ferrite et de la perlite. La ferrite étant moins dure que la perlite, la fissure amorce préférentiellement dans les grains de ferrite. La question qui se pose alors est de savoir s'il n'est pas opportun de prendre en compte la taille des grains de ferrite plutôt que la taille de grains moyenne de l'ensemble de la microstructure.

Afin de discuter cette possibilité, les Figure VI-14 et Figure VI-16 ont été retracées en fonction de la taille moyenne des grains de ferrite d_f (Figure VI-17).

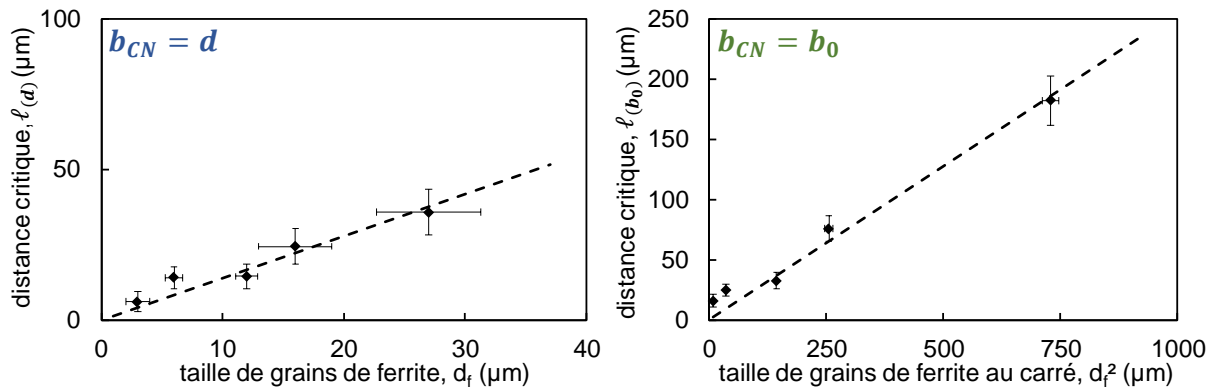


Figure VI-17 : Evolution de la distance critique en fonction de la taille de grains de ferrite pour différentes longueurs d'amorçage (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

Des relations linéaires similaires à (VI-11) et (VI-15) peuvent être observées, décrites par les relations suivantes :

$$\ell_{(d)} = \alpha_{\ell,(d)} \times d_f \quad (\text{VI-16})$$

$$\ell_{(b_0)} = \alpha_{\ell,(b_0)} \times d_f^2 \quad (\text{VI-17})$$

Avec $\alpha_{\ell,(d)} = 1.39$ et $\alpha_{\ell,(b_0)} = 0.255\mu\text{m}^{-1}$.

Les tendances déduites à partir de la taille moyenne des grains (ferrite + perlite) restent transposables si l'on considère uniquement la taille des grains de ferrite. Cela tient au fait d'une certaine corrélation entre la taille des grains ferritiques et perlitiques et la taille de grains moyenne. De ce fait, l'hypothèse qui a été faite de prendre la taille moyenne des grains comme dimension caractéristique de l'acier C35 semble *a posteriori* tout à fait justifiée.

VI.6. Conclusion

Ce chapitre a permis de discuter l'ensemble des résultats de distance critique en prenant en compte le caractère élasto-plastique du comportement de l'acier C35.

Pour ce faire, les lois de plasticité cyclique ont été déterminées pour l'ensemble des microstructures étudiées. Des essais de traction-compression cycliques ont été réalisés dans le domaine plastique à différents niveaux de déformations pour trois tailles de grains. Un code d'optimisation a ensuite permis de déterminer les coefficients d'une loi de Chaboche pour ces trois matériaux. Les coefficients de la loi des deux autres microstructures ont été obtenus par extrapolation.

Grâce à ces lois, l'effet du gradient de contraintes a pu être étudié en considérant l'effet de la plasticité. Les résultats obtenus, qui montrent une augmentation de la distance critique avec le gradient, confirment des résultats de la littérature. La tendance inverse qui avait été

déduite d'une analyse élastique est donc à remettre en question. De fait, il apparaît essentiel de prendre en compte le caractère élasto-plastique du comportement des matériaux en contact pour décrire au mieux le phénomène de fissuration induit par le fretting, une approximation élastique pouvant donner lieu à des conclusions fausses.

Il a également pu être observé que la plasticité joue un rôle non-négligeable dans l'étude de l'amorçage de fissure en fretting simple. En effet, la valeur de distance critique est de manière générale plus faible avec un calcul élasto-plastique qu'avec un calcul purement élastique. Il est donc impératif de prendre en compte la plasticité cyclique du matériau si on veut prédire au mieux le risque d'amorçage et surtout si on veut mieux appréhender le processus physique de la fissuration.

Ensuite, l'impact de la microstructure a été mis en valeur pour différentes longueurs critiques d'amorçage. Pour les trois hypothèses d'amorçage considérées ($b_{CN} = 0\mu m$, d et b_0), un lien évident a pu être remarqué entre la distance critique ℓ et la taille de grains d , démontrant ainsi les conclusions de travaux antérieurs soulignant l'effet du joint de grains comme première barrière microstructurale [53,103]. Si une première approximation affine a pu être faite, cette dernière a été modifiée pour arriver à une formulation encore plus simple. Ainsi, on obtient que dans le cas d'une longueur d'amorçage courte ($b_{CN} \sim d$), la distance critique est proportionnelle à la taille de grains d ($\ell_{(d)} \propto d$) ; et dans le cas d'une longueur d'amorçage plus importante ($b_{CN} = b_0$), la distance critique est proportionnelle à la taille de grains au carré d^2 ($\ell_{(b_0)} \propto d^2$). On peut en conclure que, plus la microstructure est grosse, plus la distance critique à considérer est importante.

Enfin, il a été montré le choix de considérer la taille moyenne de l'ensemble des grains (ferrite + perlite) par rapport à la taille des grains de ferrite uniquement était complètement pertinent puisque les conclusions s'avèrent similaires dans les deux cas.

Finalement, l'ensemble de ces résultats montre que l'approximation de Taylor ($\ell = b_0/2$), bien que couramment utilisée et pertinente de prime abord, ne reste qu'une approximation et qu'elle doit être discutée au regard de la taille de la microstructure et de la longueur critique d'amorçage considérée. Ces résultats, en établissant des corrélations entre la distance critique optimale et la microstructure, soulignent également la nécessité de développer des modélisations plus approfondies (comme par exemple avec une simulation en plasticité cristalline) pour établir une formalisation physique de ces relations phénoménologiques déduites de ces travaux expérimentaux.

Conclusion générale

Les travaux de recherche menés au cours de cette thèse sont consacrés à l'étude du phénomène de fissuration sous chargement de fretting simple. En particulier, l'impact de la microstructure sur l'amorçage de fissure a été mis en lumière en faisant varier la taille de grains d'un acier C35. Cette étude a été faite au regard de la stabilité de la méthode de la distance critique, permettant de pallier la problématique des forts gradients de contraintes et ainsi la surestimation du risque d'amorçage. Cette analyse complète, couplant essais expérimentaux et simulations numériques, s'est construite selon les volets suivants.

Caractérisation mécanique complète du comportement des matériaux

L'acier C35 a tout d'abord été sélectionné pour cette étude au vu de ses bonnes propriétés tribologiques et de sa structure simple et facile à modifier. Grâce aux traitements thermiques réalisés, des tailles de grains entre 3 et 30 μm ont été obtenues. Cinq microstructures ont ainsi été retenues ($d = 3, 6, 12, 20$ et $29\mu\text{m}$).

Afin d'appliquer la méthode de la distance critique, il était nécessaire de connaître les propriétés mécaniques de chaque matériau, c'est-à-dire pour chaque taille de grains choisie de l'acier C35. Des essais de tractions monotones ont permis de remonter au module d'Young E , au coefficient de Poisson ν , à la limite d'élasticité σ_y et à la contrainte maximale σ_{UTS} . La dureté Vickers HV a également été déterminée pour l'ensemble des tailles de grains. De même, l'application de la méthode de l'escalier avec des essais cycliques a fourni les limites de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$. Un lien évident a pu être établi entre la contrainte σ_{UTS} , la dureté HV , la limite $\sigma_{d,-1}$ et la dimension caractéristique de la microstructure d selon des lois de type Hall-Petch (Figure VII-1).

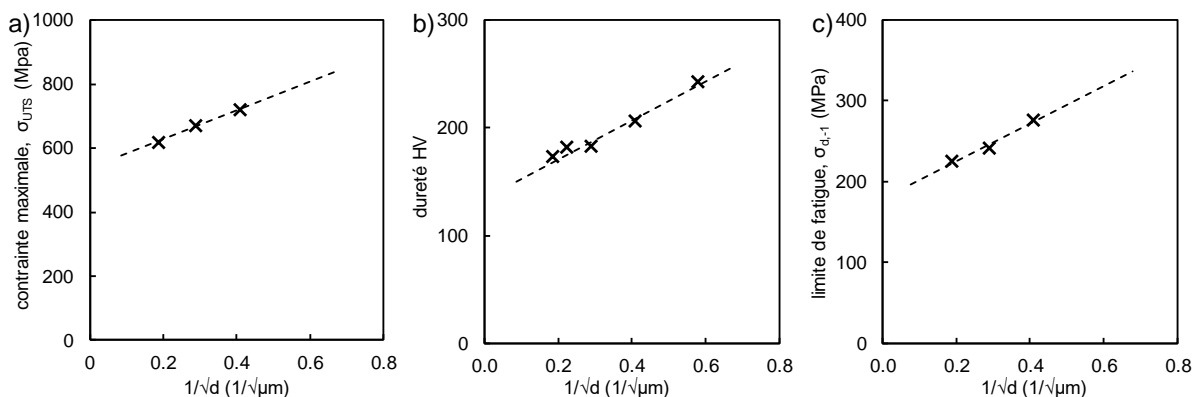


Figure VII-1 : Evolution en fonction de $1/\sqrt{d}$ (a) de la contrainte maximale σ_{UTS} ; (b) de la dureté Vickers HV ; (c) de la limite de fatigue en traction-compression $\sigma_{d,-1}$ (acier C35)

Par ailleurs, afin de prendre en compte le caractère élasto-plastique du comportement de l'acier C35 dans les simulations numériques, les lois de Chaboche ont été identifiées à partir d'essais cycliques plastiques pour l'ensemble des microstructures.

Fissuration sous chargement de fretting simple

Un protocole expérimental d'essais de fretting cylindre/plan a été mis en place. La plupart des paramètres étant fixés (pression P , fréquence f , nombre de cycles N), il est possible de tracer les courbes de longueurs de fissures projetée b en fonction de l'amplitude de force tangentielle Q^* imposée au cours de l'essai.

Deux campagnes ont ainsi été réalisées : une première à rayon de cylindre constant ($R_c = 40\text{mm}$) pour mettre en exergue l'effet de la taille de grains (Figure VII-2a), une seconde à taille de grains constante ($d = 12\mu\text{m}$) pour révéler l'effet du rayon de cylindre (et donc du gradient de contraintes) (Figure VII-2b). La microstructure impacte l'amorçage de fissure en fretting : plus la taille de grains est petite, plus le seuil d'amorçage à $0\mu\text{m}$ est élevé et plus la pente de la courbe est importante. Pour l'effet gradient, seule la valeur d'amorçage à $0\mu\text{m}$ est impactée par le choix du rayon de cylindre.

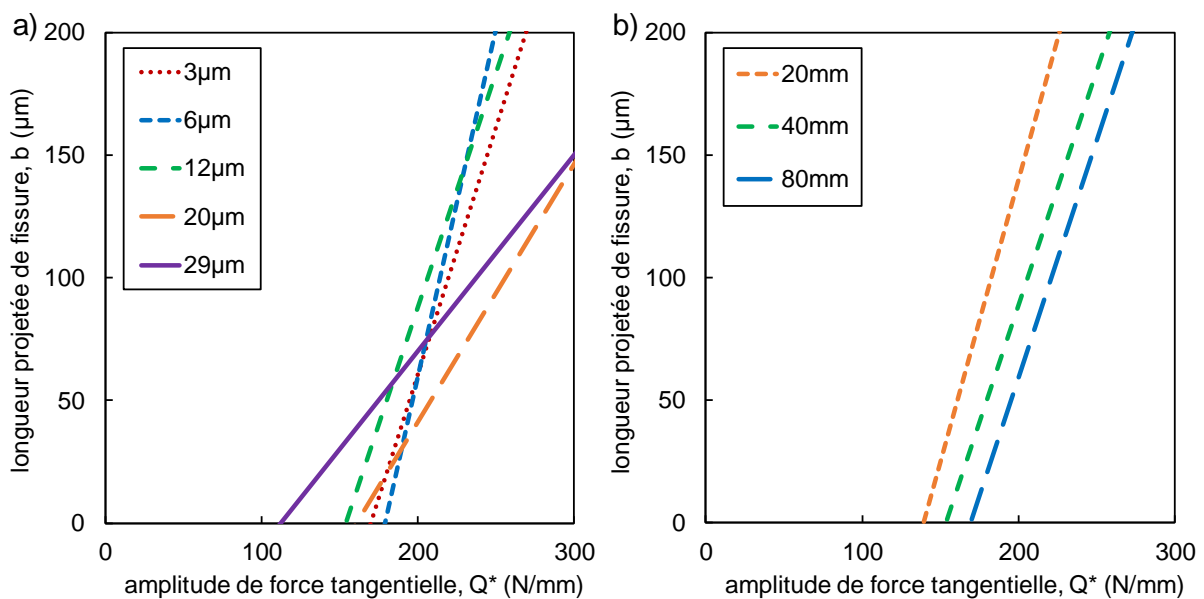


Figure VII-2 : Courbes de fretting simple cylindre/plan (a) pour différentes tailles de grains d avec $R_c = 40\text{mm}$; (b) pour différents rayons de cylindre R_c avec $d = 12\mu\text{m}$ (acier C35, $P=4000\text{N}$, $N=1,000,000$ cycles, $f=15\text{Hz}$, $L=8\text{mm}$)

Détermination de la longueur critique d'amorçage

A partir des courbes de fretting obtenues expérimentalement, il est possible d'établir un seuil d'amorçage Q_{th}^* associé à une longueur d'amorçage b_{CN} . Comme il n'existe pas de consensus dans la littérature sur le choix de cette longueur, trois hypothèses d'amorçage ont été envisagées : $b_{CN} = 0\mu m$ (qui représente un amorçage théorique de la fissure), $b_{CN} = d$ (qui revient à considérer la taille d'un grain comme la taille de défaut critique de manière analogue à la fatigue) et $b_{CN} = b_0$ (qui prend la transition fissures courtes / fissures longues comme limite d'un défaut propageant).

Afin d'estimer le paramètre b_0 , les fissures obtenues par essais de fretting simple ont été simulées numériquement dans un modèle éléments finis 3D dans lequel est implémentée une entaille représentative. Cette méthode inverse permet de remonter aux facteurs d'intensité des contraintes K_I , K_{II} et K_{III} , puis au ΔK_0 en traçant le diagramme inverse de Kitagawa-Takahashi et enfin à b_0 en appliquant la formule de l'approximation d'El Haddad. Si aucun lien ne semble ressortir entre ΔK_0 et d (Figure VII-3a), la valeur de transition b_0 , elle, augmente avec la taille de grains (Figure VII-3b).

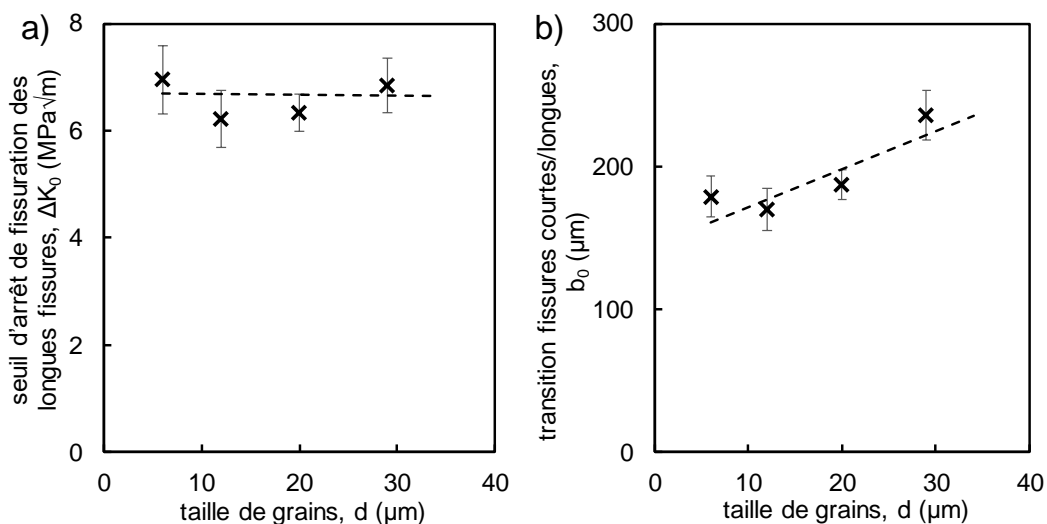


Figure VII-3 : Evolution (a) du seuil ΔK_0 et (b) de la transition b_0 en fonction de la taille de grains d (acier C35)

Stabilité de la méthode de la distance critique

A partir de l'ensemble des résultats expérimentaux et de la caractérisation mécanique des matériaux, le processus de détermination de la distance critique a été appliqué, d'abord *via* un calcul élastique, puis *via* un calcul élasto-plastique.

L'importance de prendre en compte le caractère élasto-plastique du comportement de l'acier C35 a été démontrée. Ces analyses ont montré une évolution de la distance critique en

fonction de la microstructure et du gradient de contraintes différent entre un calcul élastique et un calcul élasto-plastique du fait d'une accommodation importante du contact.

Un lien a été établi entre la distance critique ℓ et la taille de la microstructure d , dépendant de la longueur critique d'amorçage b_{CN} . Pour une longueur d'amorçage de l'ordre de la taille de grains ($b_{CN} \sim d$), la distance critique est proportionnelle à d ($\ell_{(d)} \propto d$) (Figure VII-4a), alors que, pour une longueur sensiblement plus grande ($b_{CN} \sim b_0$), elle est proportionnelle à d^2 ($\ell_{(b_0)} \propto d^2$).

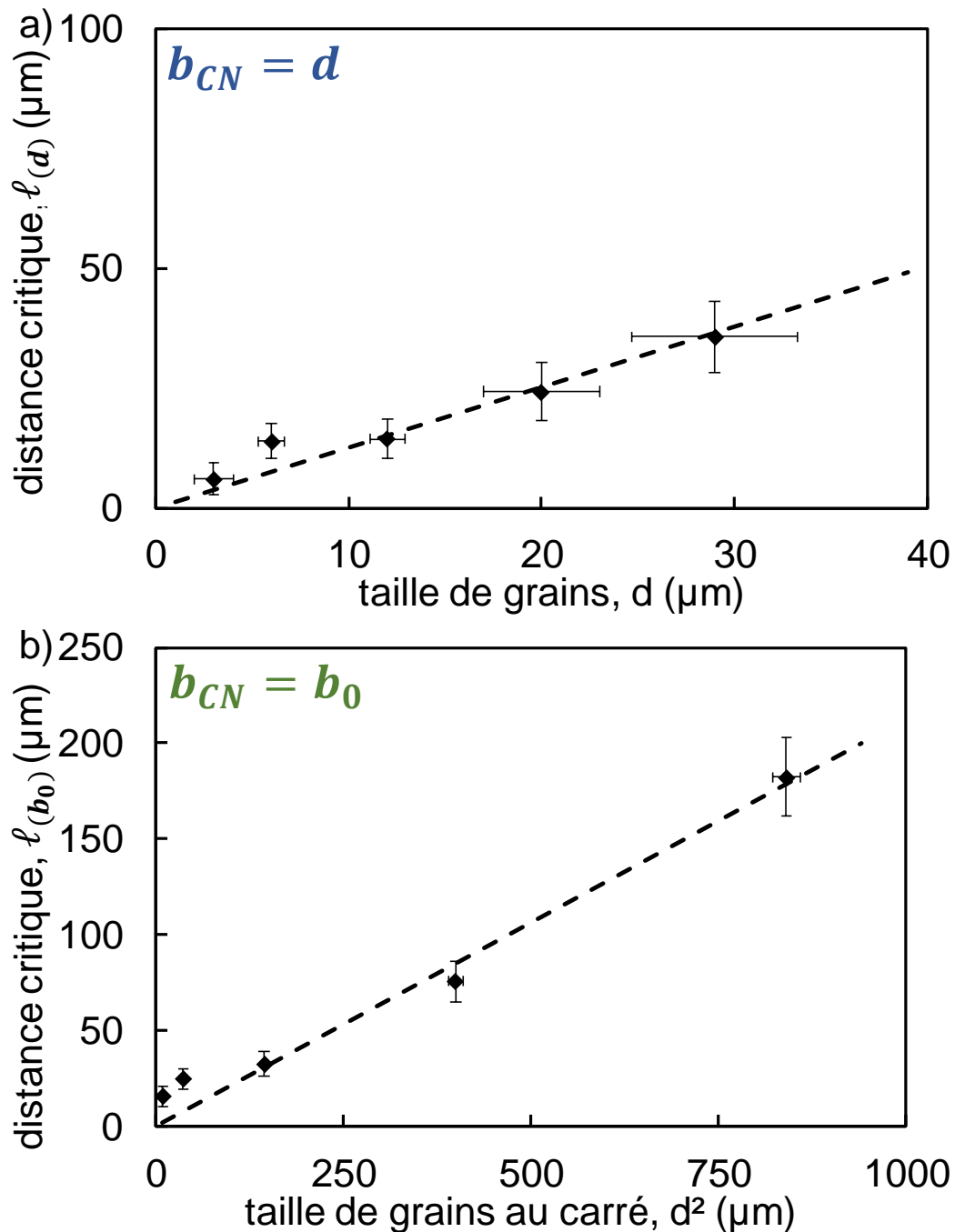


Figure VII-4 : Evolution de la distance critique en fonction de la taille de grains d pour (a) $b_{CN} = d$ et (b) $b_{CN} = b_0$ (acier C35, $R_c = 40\text{mm}$, calcul élasto-plastique)

Ces résultats montrent que, même si l'approximation de Taylor ($\ell = b_0/2$) peut être pertinente en première approche, elle ne prend pas bien en compte l'effet de la microstructure sur la fissuration et ne tient pas compte d'une quelconque longueur critique d'amorçage. Il apparaît évident que la taille de grains est un facteur important dans le phénomène de fissuration en fretting et qu'elle ne peut pas être négligée dans les calculs de prédiction du risque d'amorçage.

Perspectives

L'ensemble de ces travaux de recherche constitue une avancée sur le lien qui unit le phénomène de fissuration sous forts gradients de contraintes (fretting, fretting-fatigue) et la microstructure des matériaux. Cependant, il existe de nombreuses pistes pour mener cette étude plus loin encore.

Tout d'abord, les essais à rayons de cylindre variables ont montré que les gradients atteints avec de telles contraintes imposées et un matériau tel que l'acier C35 n'étaient pas suffisants pour révéler une influence sur la distance critique contrairement à ce que montrent Fouvry *et al.* [9]. Il faudrait lancer une campagne similaire avec un alliage plus dur (TA6V par exemple) et des niveaux de chargement plus importants pour discuter plus en profondeur l'effet du gradient de contraintes sur la fissuration en fretting et sur la distance critique.

De plus, seul le critère SWT a été utilisé dans cette étude. Même s'il est couramment utilisé dans le cas du fretting, il est loin d'être le seul comme on a pu le montrer dans la partie I.4.1. de ce manuscrit. L'ensemble de la démarche peut ainsi être reprise en appliquant les critères de Crossland ou de Dang Van par exemple pour vérifier si les conclusions émises sur l'effet de la microstructure sont toujours applicables avec ces critères.

Par ailleurs, ces travaux de thèse ont porté uniquement sur le phénomène de fissuration en fretting simple mais il serait pertinent de s'intéresser également au cas du fretting-fatigue. En effet, de par sa configuration induisant des contraintes très localisées sous le contact, le fretting ne peut jamais conduire seul à la rupture complète du matériau. Or, dans de très nombreuses applications industrielles, le fretting est couplé à une sollicitation de fatigue ce qui peut amener à la rupture qui est le problème que l'on cherche à éviter à tout prix. Une étude similaire pourrait donc être menée en fretting-fatigue pour estimer non pas le risque d'amorçage mais le risque de rupture *via* la même méthodologie pour voir si un effet similaire de la microstructure est observable.

Il serait également pertinent de s'intéresser plus en profondeur à la notion de longueur critique d'amorçage puisque cette étude n'a pas permis d'en faire ressortir une par rapport à une autre. Pour discuter cette question d'un point de vue plus physique, il est possible de

réaliser des essais de fretting avec une caméra IR pour relever la dissipation thermique au cours d'un essai par pallier et ainsi remonter à un seuil d'amorçage défini par l'apparition de micro-plasticité au sein du contact [108]. Cette méthode apporterait une nouvelle définition de l'amorçage permettant de remettre en perspective celles proposées dans ce manuscrit.

Enfin, afin de creuser plus encore l'impact de la microstructure sur le phénomène de fissuration en fretting, il peut être intéressant de considérer une simulation du contact en plasticité cristalline pour étudier plus spécifiquement l'influence des grains au sein du matériau (leur taille, leur dispersion, leur répartition, leur orientation, ...) sur la fissuration. Plusieurs études vont d'ailleurs en ce sens en appliquant cette méthode en fretting [105,107].

Il apparaît donc qu'il reste encore beaucoup à faire pour mieux comprendre le phénomène d'amorçage de fissure et le rôle joué par la microstructure.

Références

- [1] Eden EM, Rose WN, Cunnicgham FL. The Endurance of Metals: Experiments on Rotating Beams at University College London. Proc Inst Mech Eng 1911;81:839–974.
- [2] Fouvry S. Etude quantitative des dégradations en fretting. these de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 1997.
- [3] Hertz H. Ueber die Berührung fester elastischer Körper. J Für Die Reine Und Angew Math 1882;171:156–71.
- [4] Mindlin RD. Compliance of Elastic Bodies in Contact. J Appl Mech 1949;16:259–68.
- [5] Cattaneo C. Sul contatto di due corpi elastici: distribuzione locale degli sforzi. Rend Dell’Aecademia Naz Dei Lincei 1938;27:342–8, 434–6, 474–8.
- [6] Johnson K. Contact mechanics. Cambridge University Press; 1987.
- [7] De Pannemaecker A. Etude du phénomène d’arrêt de propagation des fissures au travers d’un couplage multi-échelles fretting, fretting fatigue et essai fatigue C(T). thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2015.
- [8] Mary C. Simulation Experimentale De L’Usure Du Contact Aube/Disque De Compresseur Sous Sollicitations De Fretting. thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2009.
- [9] Fouvry S, Gallien H, Berthel B. From uni- to multi-axial fretting-fatigue crack nucleation: Development of a stress-gradient-dependent critical distance approach. Int J Fatigue 2014;62:194–209. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.05.016>.
- [10] Chaboche JL. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. Int J Plast 1989;5:247–302. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90015-6](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90015-6).
- [11] Lemaitre J, Chaboche J. Mechanics of solid materials. Cambridge University Press; 1990. <https://doi.org/10.1139/l92-025>.
- [12] Moustafa AR. Thermographic measurement of dissipative effects under fretting loadings: from a first attempt for a rapid determination of the fretting maps, to a better understanding of the damage mechanisms. Ecole Centrale de Lyon, 2016.
- [13] Meriaux J, Boinet M, Fouvry S, Lenain JC. Identification of fretting fatigue crack propagation mechanisms using acoustic emission. Tribology Int 2010;43:2166–74. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2010.06.009>.
- [14] McCarthy OJ, McGarry JP, Leen SB. A finite element study of microstructure-sensitive plasticity and crack nucleation in fretting. Comput Mater Sci 2011;50:2439–58. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.03.026>.
- [15] Gandiolle C, Fouvry S. Stability of critical distance approach to predict fretting fatigue cracking: A “&opt-bopt” concept. Int J Fatigue 2016;82:199–210. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.016>.
- [16] Said J. Etude expérimentale et modélisation de la durée de vie en fretting-fatigue des

conducteurs aériens pour le transport d'énergie. thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2020.

- [17] Xu X, Wu S, Jin A, Gao Y. Review of the Relationships between Crack Initiation Stress , Mode I Fracture Toughness and Tensile Strength of Geo-Materials. *Int J Geomech* 2018;18:1–20. [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)GM.1943-5622.0001227](https://doi.org/10.1061/(ASCE)GM.1943-5622.0001227).
- [18] Kuno M, Waterhouse RB, Nowell D, Hills DA. Initiation and Growth of Fretting Fatigue Cracks in the Partial Slip Regime. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 1989;12:387–98. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1989.tb00547.x>.
- [19] Irwin GR. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J Appl Mech* 1957;24:361–4.
- [20] Paris P, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *J Fluids Eng Trans ASME* 1963;85:528–33. <https://doi.org/10.1115/1.3656900>.
- [21] Proudhon H. Identification des mécanismes de fissuration dans un alliage d'aluminium sollicité en fretting et en fatigue. thèse de doctorat, MINES Paristech, 2005.
- [22] Kitagawa S, Takahashi H. Application of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in early stage. *Proc 2nd ICM* 1976;2:627–31.
- [23] Araújo JA, Nowell D. Analysis of pad size effects in fretting fatigue using short crack arrest methodologies. *Int J Fatigue* 1999;21:947–56. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(99\)00077-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00077-8).
- [24] El Haddad MH, Topper TH, Smith KN. Prediction of non propagating cracks. *Eng Fract Mech* 1979;11:573–84. <https://doi.org/10.1109/ICMETC.2015.7449566>.
- [25] Gandiolle C, Fouvry S, Charkaluk E. Lifetime prediction methodology for variable fretting fatigue loading: Plasticity effect. *Int J Fatigue* 2016;92:531–47. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.05.025>.
- [26] Weber B. Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque. thèse de doctorat, INSA Lyon, 1999.
- [27] Crossland B. Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. *Int. Conf. fatigue Met.*, vol. 6, 1956, p. 12.
- [28] Papadopoulos I V. *Fatigue Polycyclique des Métaux*. Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, 1987. <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.25282.12482>.
- [29] Charkaluk E, Constantinescu A, Maitournam H, Dang Van K. Revisiting the Dang Van criterion. *Procedia Eng* 2009;1:143–6. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2009.06.033>.
- [30] Papadopoulos I V., Davoli P, Gorla C, Filippini M, Bernasconi A. A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals. *Int J Fatigue* 1997;19:219–35. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(96\)00064-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(96)00064-3).
- [31] Smith, K.N., Topper, T.H., Watson P. A stress-strain function for the fatigue of metals (stress-strain function for metal fatigue including mean stress effect). *J Mater* 1970;5:767–78.
- [32] Ferré R, Fouvry S, Berthel B, Ruiz-Sabariégo JA. Stress gradient effect on the crack

- nucleation process of a Ti-6Al-4V titanium alloy under fretting loading: Comparison between non-local fatigue approaches. *Int J Fatigue* 2013;54:56–67. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.03.005>.
- [33] Araújo JA, Almeida GMJ, Ferreira JLA, Silva CRM, Castro FC. Early cracking orientation under high stress gradients: The fretting case. *Int J Fatigue* 2017;100:611–8. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.12.013>.
- [34] Moustafa A, Berthel B, Fouvry S, Charkaluk E. Experimental study of the stress gradient effect under fretting loading by full field measurement techniques 2015;331:160–9. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.007>.
- [35] Amargier R, Fouvry S, Chambon L, Schwob C, Poupon C. Stress gradient effect on crack initiation in fretting using a multiaxial fatigue framework. *Int J Fatigue* 2010;32:1904–12. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.06.004>.
- [36] Zhu SP, Ye WL, Correia JAFO, Jesus AMP, Wang Q. Stress gradient effect in metal fatigue: Review and solutions. *Theor Appl Fract Mech* 2022;121. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103513>.
- [37] Fouvry S, Elleuch K, Simeon G. Prediction of crack nucleation under partial slip fretting conditions. *J Strain Anal* 2002;37:549–64.
- [38] Taylor D. The theory of critical distances. *Eng Fract Mech* 2008;75:1696–705. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.04.007>.
- [39] Taylor D. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. *Int J Fatigue* 1999;21:413–20. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00007-9).
- [40] Fouvry S, Kubiak K. Development of a fretting-fatigue mapping concept: The effect of material properties and surface treatments. *Wear* 2009;267:2186–99. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.09.012>.
- [41] El Haddad MH, Smith KN, Topper TH. Fatigue Crack Propagation of Short Cracks. *J Eng Mater Technol* 1979;101:42–6. <https://doi.org/10.1016/b0-08-043152-6/00516-7>.
- [42] Hattori T, Bin Ab Wahab MA, Ishida T, Yamashita M. Fretting fatigue life estimations based on the critical distance stress theory. *Procedia Eng* 2011;10:3134–9. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.519>.
- [43] Zabala A, Infante-García D, Giner E, Goel S, Endrino JL, Llavori I. On the use of the theory of critical distances with mesh control for fretting fatigue lifetime assessment. *Tribol Int* 2020;142:105985. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.105985>.
- [44] Pinto AL, Talemi R, Araújo JA. Fretting fatigue total life assessment including wear and a varying critical distance. *Int J Fatigue* 2022;156:106589. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106589>.
- [45] Lu D, Lin B, Liu T, Deng S, Guo Y, Li J, et al. Effect of grain structure on fatigue crack propagation behavior of Al-Cu-Li alloys. *J Mater Sci Technol* 2023;148:75–89. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.10.085>.
- [46] Gloanec AL, Milani T, Hénaff G. Impact of microstructure, temperature and strain ratio on energy-based low-cycle fatigue life prediction models for TiAl alloys. *Int J Fatigue*

- 2010;32:1015–21.
- [47] Hall EO. Variation of Hardness of Metals with Grain Size 1954:948–9.
- [48] Petch NJ. The Cleavage Strength of Polycrystals. *J Iron Steel Inst* 1953:25–8.
- [49] Figueiredo RB, Kawasaki M, Langdon TG. Seventy years of Hall-Petch, ninety years of superplasticity and a generalized approach to the effect of grain size on flow stress. *Prog Mater Sci* 2023;137:101131. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101131>.
- [50] Deng R, Yu G, Li H. Effect of grain size on slow fatigue crack propagation and plastic deformation near crack tip. *Theor Appl Fract Mech* 1987;7:37–40. [https://doi.org/10.1016/0167-8442\(87\)90057-7](https://doi.org/10.1016/0167-8442(87)90057-7).
- [51] Zhai T, Wilkinson AJ, Martin JW. A Crystallographic Mechanism For Fatigue Crack Propagation Through Grain Boundaries. *Acta Mater* 2000;48:4917–27.
- [52] Lankford J. THE INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE ON THE GROWTH OF SMALL FATIGUE CRACKS. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 1985;8:161–75.
- [53] Miller KJ. THE BEHAVIOUR OF SHORT FATIGUE CRACKS AND PART THEIR INITIATION PART II-A GENERAL SUMMARY. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 1987;10:93–113.
- [54] Suresh S. *Fatigue of Materials*. 2nd ed. Cambridge University Press; 1998.
- [55] Jiang R, Wang YC, Zhang LC, Chen Y, Zhang H, Wang ZB, et al. Fatigue crack propagation behavior of the grain size transition zone in a dual microstructure turbine disc. *Int J Fatigue* 2023;172:1–11.
- [56] Mall S, Namjoshi SA, Porter WJ. Effects of microstructure on fretting fatigue crack initiation behavior of Ti-6Al-4V. *Mater Sci Eng A* 2004;383:334–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.05.019>.
- [57] Mall S, Kim H-K, Saladin EC, Porter WJ. Effects of microstructure on fretting fatigue behavior of IN100. *Mater Sci Eng A* 2010;527:1453–60.
- [58] Giummarra C, Bray GH, Duquette DJ. Fretting fatigue in 2XXX series aerospace aluminium alloys. *Tribol Int* 2006;39:1206–12.
- [59] Doquet V, Hénaff G, Palin-Luc T, Risbet M. Fatigue crack initiation and propagation. *Mech. - Microstruct. - Corros. Coupling*, Elsevier Ltd; 2019, p. 65–90. <https://doi.org/10.1016/B978-1-78548-309-7.50004-1>.
- [60] Philippon D, Baydoun S, Fouvry S. Surface morphology , contact size and contact geometry effects on grease-lubricated fretting contacts. *Wear* 2023;522:204687. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204687>.
- [61] Vázquez J, Navarro C, Domínguez J. Analysis of the effect of a textured surface on fretting fatigue. *Wear* 2013;305:23–35. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.05.003>.
- [62] Gu H, Jiao L, Yan P, Liang J, Qiu T, Liu Z, et al. Effect of machined surface texture on fretting crack nucleation under radial loading in conformal contact. *Tribol Int* 2021;153:106575. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106575>.
- [63] Marc E, Fouvry S, Graton O, Phalippou C, Maitournam H. Fretting wear of a nitrided

- 316L/304L contact subject to in-phase normal force fluctuation in dry and lithium-boron solution: An RP-friction energy wear approach. *Wear* 2017;376–377:690–704. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.075>.
- [64] Fouvry S, Nowell D, Kubiak K, Hills DA. Prediction of fretting crack propagation based on a short crack methodology. *Eng Fract Mech* 2008;75:1605–22. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.06.011>.
- [65] Guilhem Y, Basseville S, Curtit F, Stéphan JM, Cailletaud G. Numerical investigations of the free surface effect in three-dimensional polycrystalline aggregates. *Comput Mater Sci* 2013;70:150–62. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2012.11.052>.
- [66] Nasr A, Nadot Y, Bouraoui C, Fathallah R, Jouiad M. Fatigue initiation in C35 steel: Influence of loading and defect. *Int J Fatigue* 2010;32:780–7. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.09.012>.
- [67] Ashton PJ, Harte AM, Leen SB. A strain-gradient, crystal plasticity model for microstructure-sensitive fretting crack initiation in ferritic-pearlitic steel for flexible marine risers. *Int J Fatigue* 2018;111:81–92. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.01.028>.
- [68] Goh CH, Neu RW, McDowell DL. Crystallographic plasticity in fretting of Ti-6Al-4V. *Int J Plast* 2003;19:1627–50. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(02\)00039-6](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(02)00039-6).
- [69] Dick T, Cailletaud G. Fretting modelling with a crystal plasticity model of Ti6Al4V. *Comput Mater Sci* 2006;38:113–25. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2006.01.015>.
- [70] Sun L. Etude numérique de l’amorçage et de la propagation de fissures de fretting. thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012.
- [71] Bartolomeu F, Buciumeanu M, Pinto E, Alves N, Carvalho O, Silva FS, et al. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Addit Manuf* 2017;16:81–9. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.05.007>.
- [72] Kubiak K. Quantification de la fissuration D’un contact soumis a des sollicitations complexes en fretting wear et fretting fatigue. thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2006.
- [73] Meriaux J, Fouvry S, Kubiak KJ, Deyber S. Characterization of crack nucleation in TA6V under fretting-fatigue loading using the potential drop technique. *Int J Fatigue* 2010;32:1658–68. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.03.008>.
- [74] Shibata A, Daido S, Terada D, Tsuji N. Microstructures of pearlite and martensite transformed from ultrafine-grained austenite fabricated through cyclic heat treatment in medium carbon steels. *Mater Trans* 2013;54:1570–4. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MH201312>.
- [75] Barralis J, Maeder G. Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation. 2005.
- [76] Flament C, Berthel B, Salvia M, Grosland G, Alix I. Characterization of the Thermal Behavior of a Complex Composite (Clutch Facing) Combining Digital Image Stereo

- Correlation and Numerical Approach. *Materials* (Basel) 2022;15. <https://doi.org/10.3390/ma15072582>.
- [77] Lüders W. Über die äusserung der elasticität an stahlartigen eisenstäben und stahlstäben, und über eine beim biegen solcher stäbe beobachtete molecularbewegung. *Dinglers Polytech J* 1860;5:18–22.
- [78] Ananthan VS, Hall EO. Macroscopic aspects of Lüders band deformation in mild steel. *Acta Metall Mater* 1991;39:3153–60.
- [79] Li Z, Wang Q, Luo AA, Fu P, Peng L. Fatigue strength dependence on the ultimate tensile strength and hardness in magnesium alloys. *Int J Fatigue* 2015;80:468–76. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.001>.
- [80] Yano Y, Tanno T, Sekio Y, Oka H, Ohtsuka S, Uwaba T, et al. Tensile properties and hardness of two types of 11Cr-ferritic/martensitic steel after aging up to 45,000 h. *Nucl Mater Energy* 2016;9:324–30. <https://doi.org/10.1016/j.nme.2016.08.007>.
- [81] Yameogo A. Etude expérimentale et numérique de l’amorçage et de la propagation de fissures de fretting dans un assemblage roue/essieu ferroviaire. thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, 2004.
- [82] Dixon WJ, Mood AM. A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *J Am Stat Assoc* 1948;43:109–26. <https://doi.org/10.1080/01621459.1948.10483254>.
- [83] Stromeyer CE. The Determination of Fatigue Limits under Alternating Stress Conditions 1914:411–25. <https://doi.org/10.1098/rspa.1914.0066>.
- [84] Rabbe P, Lieurade H-P, Galtier A. Essais de fatigue Partie I. *Tech l’ingénieur* 2006;M 4 170, 1-22.
- [85] Tokaji K, Ogawa T, Ohya K. The effect of grain size on small fatigue crack growth in pure titanium. *Int J Fatigue* 1994;16:571–8. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(94\)90483-9](https://doi.org/10.1016/0142-1123(94)90483-9).
- [86] de Pannemaecker A, Fouvry S, Buffiere JY. Reverse identification of short-long crack threshold fatigue stress intensity factors from plain fretting crack arrest analysis. *Eng Fract Mech* 2015;134:267–85. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.11.001>.
- [87] Zhang Z, Huang C, Xu Z, Yang J. Influence of notch root radius on high cycle fatigue properties and fatigue crack initiation behavior of Ti-55531 alloy with a multilevel lamellar microstructure. *J Mater Res Technol* 2023;24:6293–311. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.211>.
- [88] Said J, Fouvry S, Cailletaud G, Yang C, Hafid F, Coulangeon M. A global – local approach to predict the fretting-fatigue failure of clamped aluminum powerline conductors : From mono-contact crossed wires to full conductor vibrational tests. *Eng Fail Anal* 2023;146:1–29. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107073>.
- [89] Morrison DJ, Moosbrugger JC. Effects of grain size on cyclic plasticity and fatigue crack initiation in nickel. *Int J Fatigue* 1997;19. [https://doi.org/10.1016/s0142-1123\(97\)00034-0](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(97)00034-0).
- [90] Hattori T, Bin Ab Wahab MA, Ishida T, Yamashita M. Fretting fatigue life estimations based on the critical distance stress theory. *Procedia Eng* 2011;10:3134–9.

<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.519>.

- [91] Galtier A, Munier R, Philippot A, Weber B. Essais de fatigue - Domaines olygocyclique, de la fissuration et des sollicitations complexes. *Tech l'ingénieur* 2022;1–26.
- [92] De Pannemaecker A, Fouvry S, Brochu M, Buffiere JY. Identification of the fatigue stress intensity factor threshold for different load ratios R: From fretting fatigue to C(T) fatigue experiments. *Int J Fatigue* 2016;82:211–25. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.015>.
- [93] Said J, Fouvry S, Cailletaud G, Yang C, Hafid F. Shear driven crack arrest investigation under compressive state: Prediction of fretting fatigue failure of aluminium strands. *Int J Fatigue* 2020;136.
- [94] Balmon J, Fouvry S, Villechaise P, Paturaud J, Tschofen J, Feraille J. Influence of SiC particles orientation on fretting crack extension in an Al-SiC metal matrix composite. *Eng Fract Mech* 2023;281:109091. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109091>.
- [95] Geniaut S, Massin P, Moes N. Evaluation of stress intensity factors with G-theta method and level sets in Code-Aster. *11th Int Conf Fract 2005, ICF11 2005*;2:1043–8.
- [96] Baietto MC, Pierres E, Gravouil A, Berthel B, Fouvry S, Trolle B. Fretting fatigue crack growth simulation based on a combined experimental and XFEM strategy. *Int J Fatigue* 2013;47:31–43. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.07.007>.
- [97] Proudhon H, Fouvry S, Buffière J-Y. A fretting crack initiation prediction taking into account the surface roughness and the crack nucleation process volume. *Int J Fatigue* 2005;27:569–79.
- [98] Navarro C, Vázquez J, Domínguez J. Nucleation and early crack path in fretting fatigue. *Int J Fatigue* 2017;100:602–10.
- [99] Srinivas M, Malakondaiah G, Rao PR. Influence of polycrystal grain size on fracture toughness of and fatigue threshold in Armco iron. *Eng Fract Mech* 1987;28:561–76. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(87\)90053-1](https://doi.org/10.1016/0013-7944(87)90053-1).
- [100] Taddesse AT, Zhu S-P, Liao D, Huang H-Z. Cyclic plastic zone modified critical distance theory for notch fatigue analysis of metals. *Eng Fail Anal* 2021;121:15. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.105163>.
- [101] Taddesse AT, Zhu S-P, Liao D, He J-C. Combined notch and size effect modeling of metallic materials for LCF using plasticity reformulated critical distance theory. *J Mater Res Technol* 2022;18:470–84.
- [102] Mamun AA, Moat RJ, Kelleher J, Bouchard PJ. Origin of the Bauschinger effect in a polycrystalline material. *Mater Sci Eng A* 2017;707:576–84. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.091>.
- [103] Fouvry S, Kapsa P, Vincent L. A Multiaxial Fatigue Analysis of Fretting Contact Taking Into Account the Size Effect. *Frett. Fatigue* 1998, ASTM STP 1367; 2000, p. 167–82.
- [104] Robert C, Saintier N, Palin-Luc T, Morel F. Micro-mechanical modelling of high cycle fatigue behaviour of metals under multiaxial loads. *Mech Mater* 2012;55:112–29.

<https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2012.08.006>.

- [105] Dick T, Basseville S, Cailletaud G. Fatigue modelling in fretting contact with a crystal plasticity model. *Comput Mater Sci* 2008;43:36–42. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.07.055>.
- [106] Nigro C, Sun L, Meriaux J, Proudhon H. Microstructural simulations of the initiation and propagation of short fretting cracks in a Ti-6Al-4V contact. *Tribol Int* 2014;74:103–9. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2014.01.024>.
- [107] Guilhem Y, Basseville S, Curtit F, Stéphan JM, Cailletaud G. Investigation of the effect of grain clusters on fatigue crack initiation in polycrystals. *Int J Fatigue* 2010;32:1748–63. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.04.003>.
- [108] Moustafa AR, Berthel B, Fouvry S, Charkaluk E. Quantitative calorimetric analysis of the fretting damage: Construction of the elastic shakedown boundary. *Int J Fatigue* 2017;95:143–55. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.10.018>.

Annexes

A.1. Résultats bruts de fatigue

A.1.1. $d=6\mu m$

Tableau VIII-1 : Résultats des essais de fatigue pour la microstructure $d=6\mu m$ (Acier C35, $R=-1$)

N°	Contrainte max σ_{max} (MPa)	Nombre de cycles N	Rupture (Oui : X ; Non : O)
1	320	15.000	X
2	300	33.525	X
3	285	575.438	X
4	280	10.000.000	O
5	285	314.134	X
6	280	10.000.000	O
7	285	306.647	X
8	280	751.284	X
9	275	10.000.000	O
10	280	795.363	X
11	275	10.000.000	O

A.1.2. $d=12\mu m$

Tableau VIII-2 : Résultats des essais de fatigue pour la microstructure $d=12\mu m$ (Acier C35, $R=-1$)

N°	Contrainte max σ_{max} (MPa)	Nombre de cycles N	Rupture (Oui : X ; Non : O)
1	285	40.067	X
2	265	91.600	X
3	255	133.186	X
4	245	718.935	X
5	240	751.526	X
6	235	10.000.000	O
7	240	1.691.225	X
8	235	10.000.000	O
9	240	991.490	X
10	235	539.095	X
11	230	10.000.000	O
12	235	2.096.147	X
13	230	7.776.956	X
14	225	10.000.000	O

A.1.3. $d=20\mu m$

Tableau VIII-3 : Résultats des essais de fatigue pour la microstructure $d=20\mu m$ (Acier C35, $R=-1$)

N°	Contrainte max σ_{max} (MPa)	Nombre de cycles N	Rupture (Oui : X ; Non : O)
1	255	180.706	X
2	245	226.188	X
3	225	10.000.000	O
4	235	10.000.000	O
5	240	737.571	X

A.1.4. $d=29\mu m$

Tableau VIII-4 : Résultats des essais de fatigue pour la microstructure $d=29\mu m$ (Acier C35, $R=-1$)

N°	Contrainte max σ_{max} (MPa)	Nombre de cycles N	Rupture (Oui : X ; Non : O)
1	285	32.713	X
2	275	70.210	X
3	265	100.377	X
4	255	234.214	X
5	245	1.102.546	X
6	240	844.732	X
7	235	843.588	X
8	230	1.364.340	X
9	225	10.000.000	O
10	230	10.000.000	O
11	235	1.825.991	X
12	230	3.618.737	X
13	225	10.000.000	O
14	230	4.294.252	X

A.2. Résultats bruts de fretting cylindre/plan

A.2.1. $d=3\mu\text{m}$ et $R_C=40\text{mm}$

Tableau VIII-5 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=3\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	200	0,4	77
2	225	0,45	85
3	250	0,5	164
4	275	0,55	218

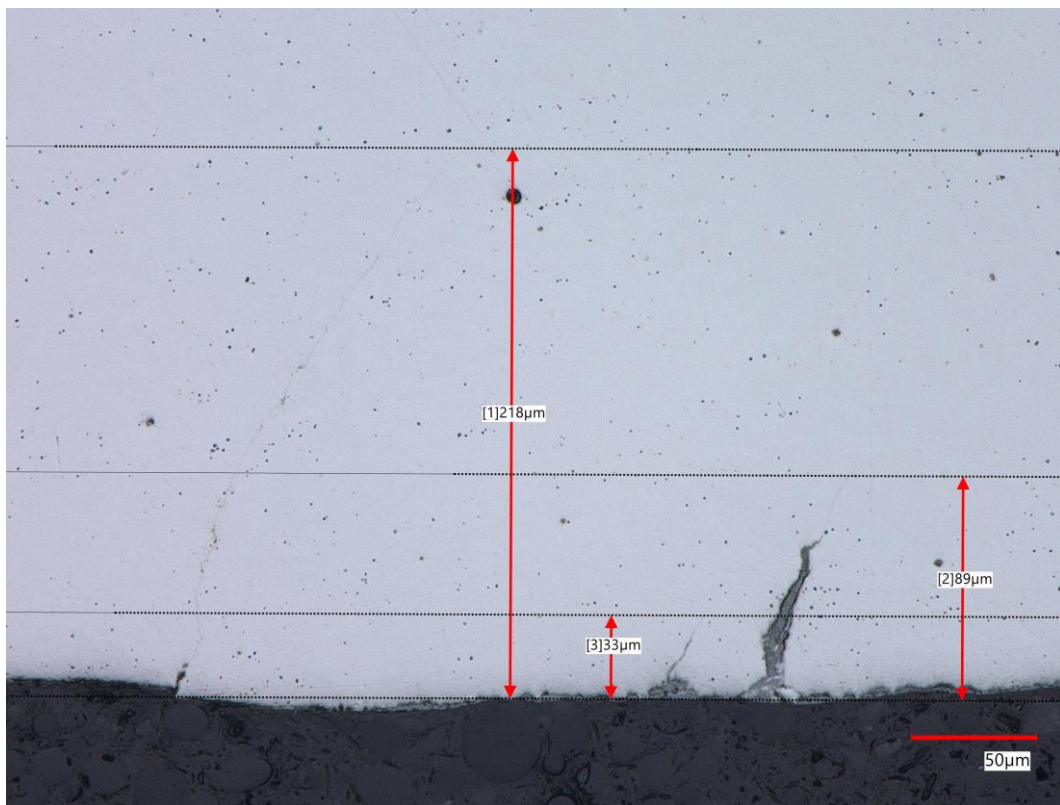


Figure VIII-1 : Exemple de fissures obtenues après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=3\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=275\text{N/mm}$)

A.2.2. $d=6\mu\text{m}$ et $R_C=40\text{mm}$

Tableau VIII-6 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=6\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	200	0,4	68
2	150	0,3	0
3	175	0,35	0
4	225	0,45	32
5	125	0,25	0
6	100	0,2	0
7	150	0,3	0
8	200	0,4	0
9	210	0,42	126
10	225	0,45	121
11	200	0,4	147
12	210	0,42	129
13	225	0,45	113
14	240	0,48	184
15	190	0,38	0
16	200	0,4	82
17	210	0,42	0

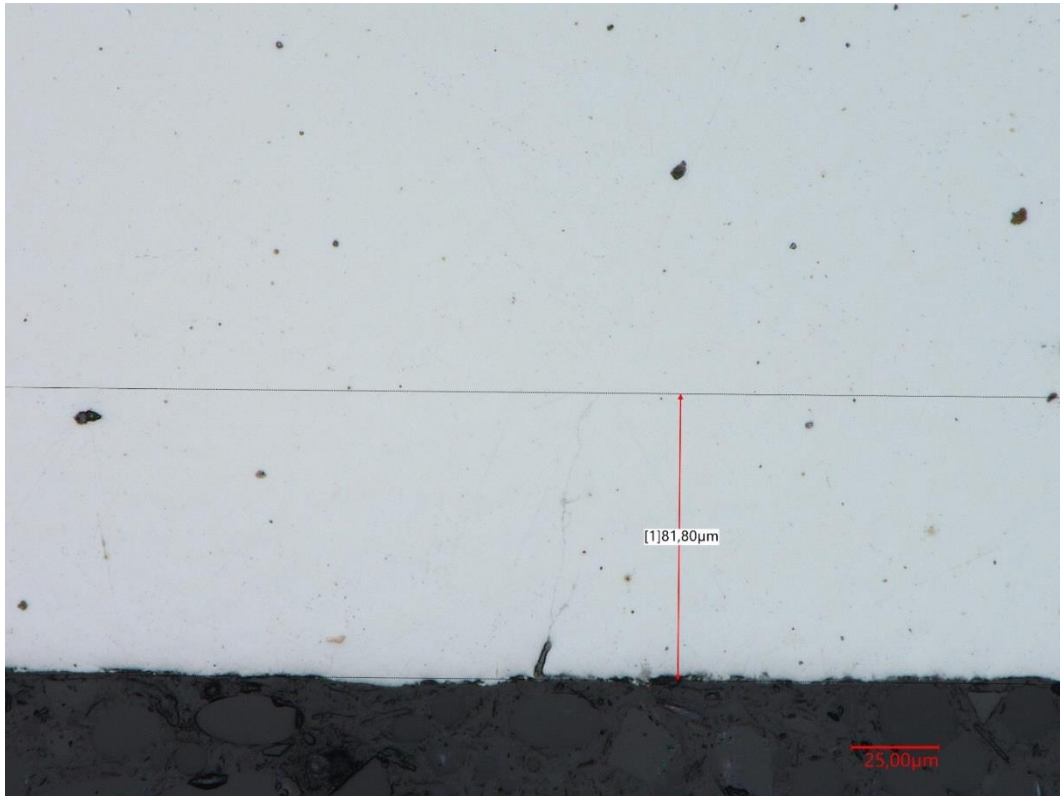


Figure VIII-2 : Exemple de fissure obtenue après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=6\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=200\text{N/mm}$)

A.2.3. $d=12\mu\text{m}$ et $R_C=40\text{mm}$

Tableau VIII-7 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	100	0,2	0
2	150	0,3	16
3	200	0,4	56
4	125	0,25	0
5	175	0,35	41
6	225	0,45	255

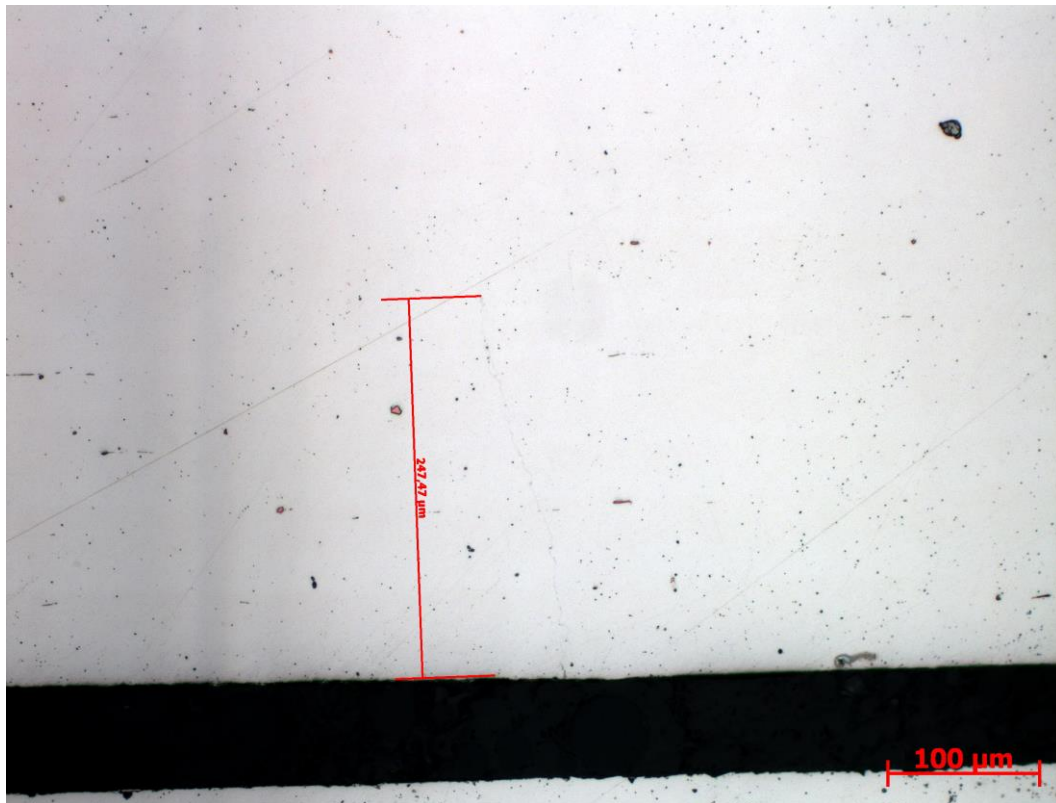


Figure VIII-3 : Exemple de fissure obtenue après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=225\text{N/mm}$)

A.2.4. $d=20\mu\text{m}$ et $R_C=40\text{mm}$

Tableau VIII-8 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=20\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	150	0,3	0
2	175	0,35	0
3	200	0,4	25
4	225	0,45	50
5	190	0,38	0
6	210	0,42	66
7	240	0,48	109
8	260	0,52	232
9	240	0,48	101
10	260	0,52	80

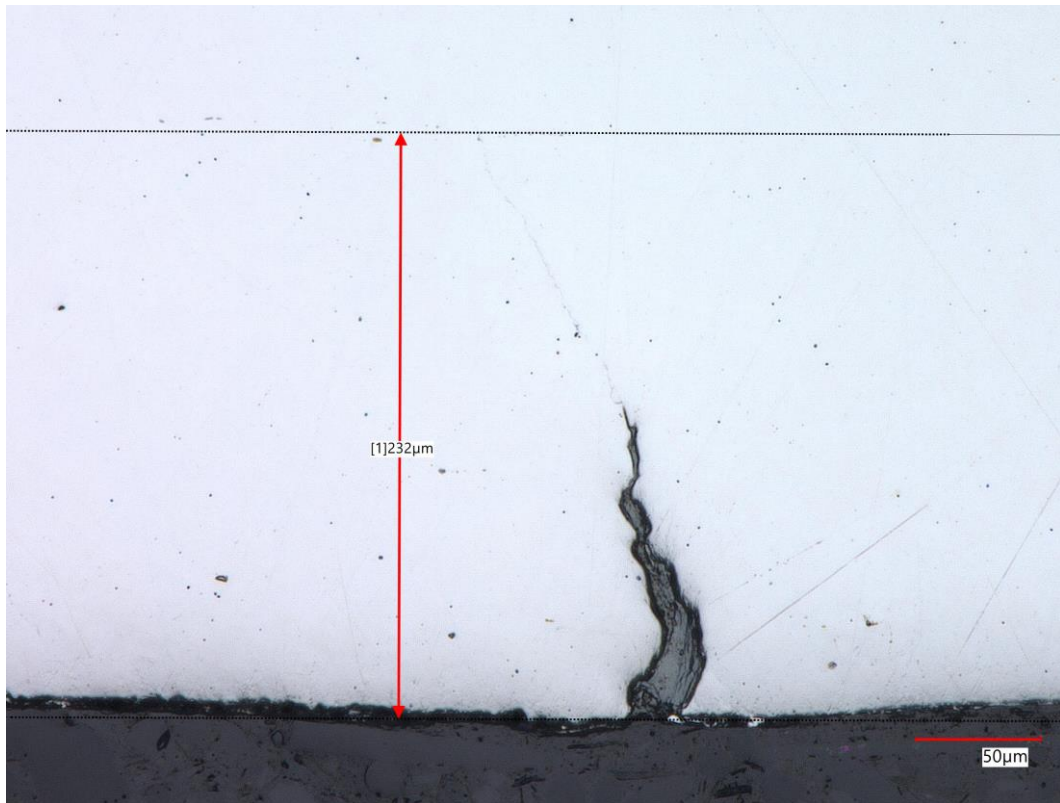


Figure VIII-4 : Exemple de fissure obtenue après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=20\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=260\text{N/mm}$)

A.2.5. $d=29\mu\text{m}$ et $R_C=40\text{mm}$

Tableau VIII-9 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=29\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	200	0,4	57
2	250	0,5	85
3	150	0,3	15
4	200	0,4	64
5	100	0,2	0
6	125	0,25	22
7	175	0,35	28
8	225	0,45	139
9	100	0,2	0
10	150	0,3	0
11	200	0,4	103
12	150	0,5	437

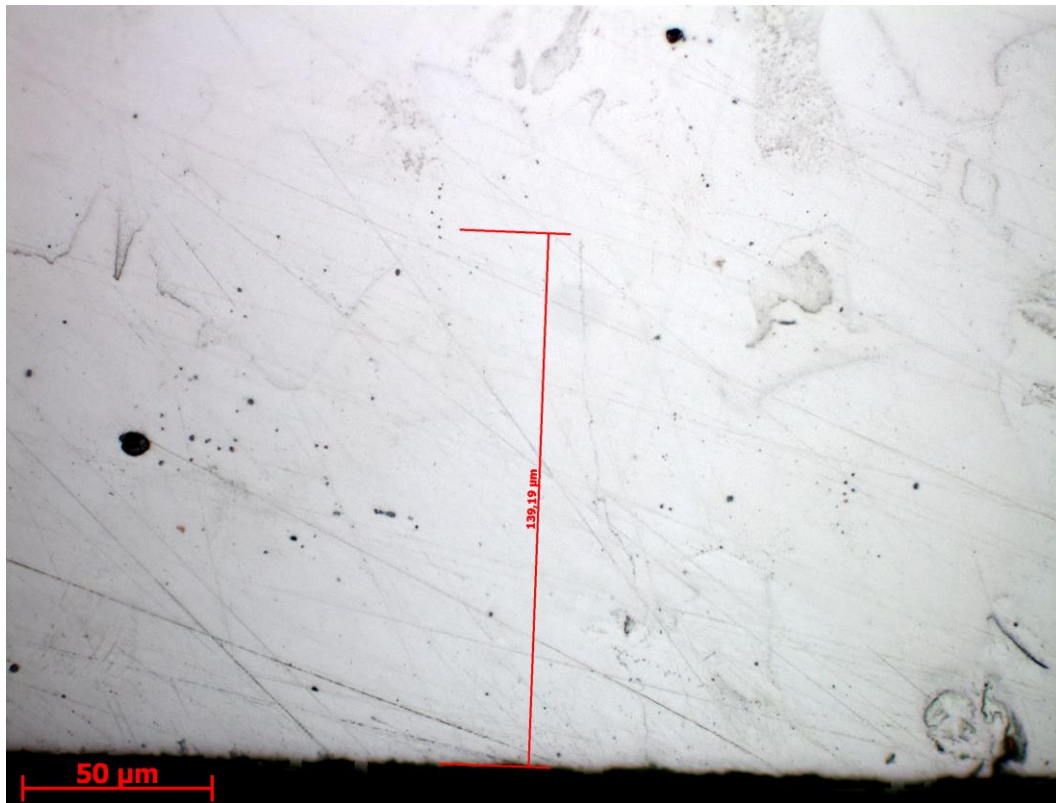


Figure VIII-5 : Exemple de fissure obtenue après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=29\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=40\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=225\text{N/mm}$)

A.2.6. $d=12\mu\text{m}$ et $R_C=20\text{mm}$

Tableau VIII-10 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=20\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	150	0,3	15
2	175	0,35	64
3	200	0,4	86
4	190	0,38	130
5	160	0,32	97
6	190	0,38	106
7	210	0,42	149
8	225	0,45	244

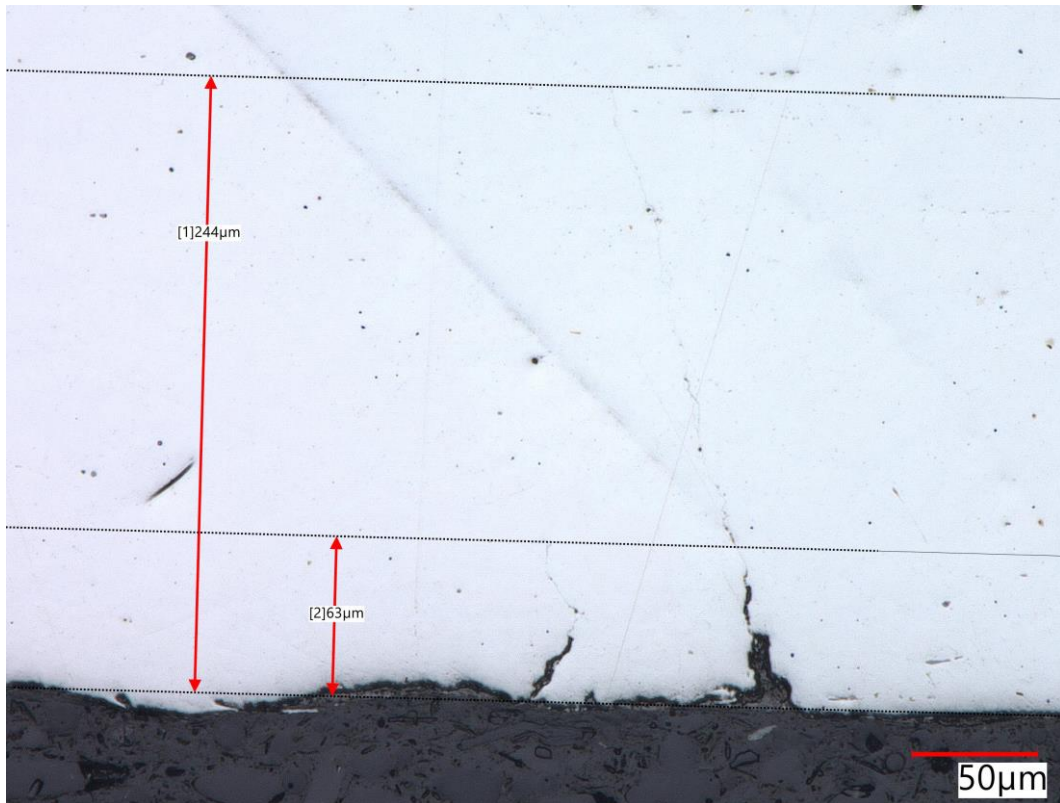


Figure VIII-6 : Exemple de fissures obtenues après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=20\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=225\text{N/mm}$)

A.2.6. $d=12\mu\text{m}$ et $R_C=80\text{mm}$

Tableau VIII-11 : Résultats des essais de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=80\text{mm}$ (Acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$)

N°	Amplitude d'effort tangentiel Q^* (N/mm)	$\mu = Q^*/P$	Longueur projetée de fissure b (μm)
1	150	0,3	0
2	200	0,4	71
3	250	0,5	190
4	250	0,5	84
5	300	0,6	300
6	175	0,35	0
7	225	0,45	148
8	275	0,55	142

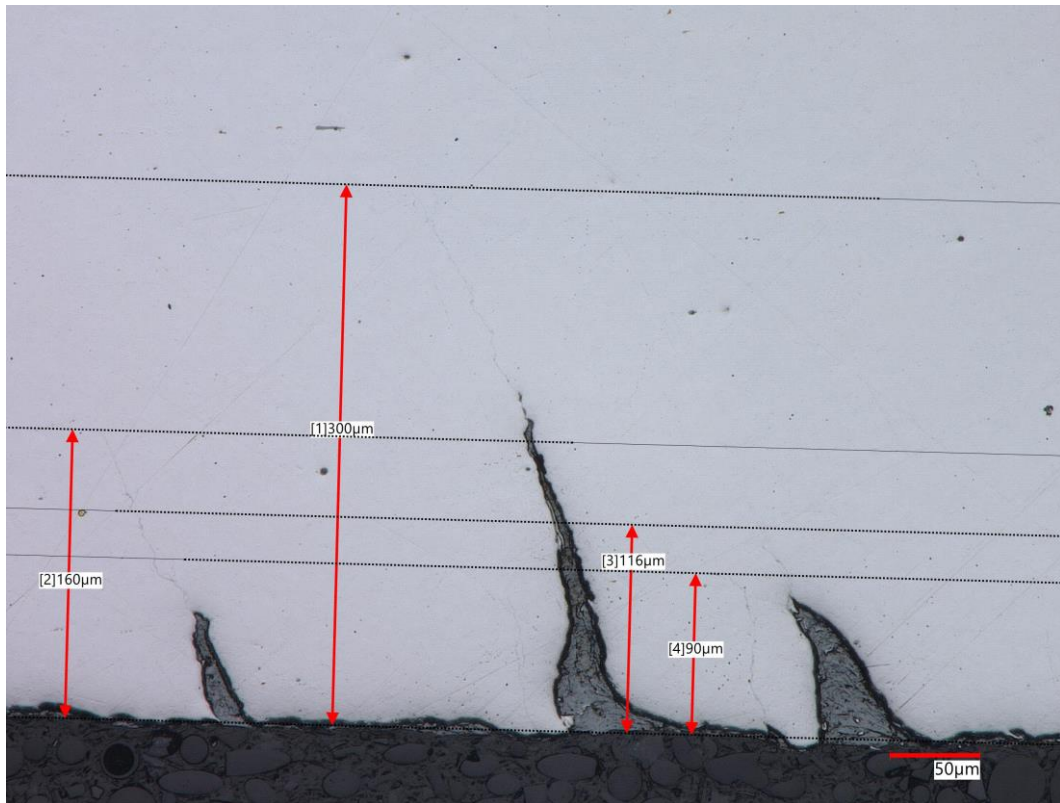


Figure VIII-7 : Exemple de fissures obtenues après un essai de fretting cylindre/plan pour la microstructure $d=12\mu\text{m}$ et un cylindre de rayon $R_C=80\text{mm}$ (acier C35, $R=-1$, $P=500\text{N/mm}$, $Q^*=300\text{N/mm}$)

A.3. Calcul de l'erreur sur la distance critique

Plusieurs éléments entrent en compte dans le calcul de l'erreur sur la détermination de la valeur de la distance critique du fait du couplage expérimental/numérique. Cette annexe présente ainsi les sources d'erreur potentielles et comment elles se transposent sur la valeur finale de distance critique.

Cinq sources d'erreur interviennent dans ce calcul :

- L'erreur sur la **mesure de la longueur de fissure Δb** via le microscope optique (*cf.* méthodologie de mesure en partie III.2.2.) qui est de l'ordre de $1\mu\text{m}$;
- L'erreur sur la **taille de grains Δd** (déterminée en partie II.3.2.) qui est donnée par la dispersion sur la mesure entre 0.5 et $5\mu\text{m}$;
- L'erreur sur la **transition fissures courtes / fissures longues Δb_0** (calculée en partie IV.4.) qui elle-même est issue d'une erreur sur le calcul des facteurs d'intensité des contraintes. Elle évolue entre 10 et $20\mu\text{m}$ en fonction de la microstructure ;
- L'erreur sur la **dimension du maillage Δm** utilisée dans la simulation éléments finis 2D du contact (*cf.* partie V.2.2.). La taille de maille étant de $5\mu\text{m}$ sous le contact, l'erreur est considérée à une demi-maille (qui est en réalité l'erreur maximale potentielle), soit $2.5\mu\text{m}$;
- L'erreur sur la **limite de fatigue $\Delta\sigma_d$** (obtenue en partie II.5.2.) qui est donnée grâce à la méthode de l'escalier, de l'ordre de 5MPa .

Tout d'abord, on peut calculer une erreur sur la longueur critique d'amorçage Δb_{CN} à partir des trois premières sources citées en fonction de l'hypothèse d'amorçage considérée :

$$\Delta b_{CN} = \begin{cases} \Delta b & \text{si } b_{CN} = 0\mu\text{m} \\ \Delta b + \Delta d & \text{si } b_{CN} = d \\ \Delta b + \Delta b_0 & \text{si } b_{CN} = b_0 \end{cases} \quad (\text{VIII-1})$$

A partir des courbes de tendance de fretting obtenues en partie III.3., cette erreur sur la longueur d'amorçage peut se traduire en une erreur sur l'amplitude seuil d'effort tangentiel ΔQ_{th}^* (Figure VIII-8).

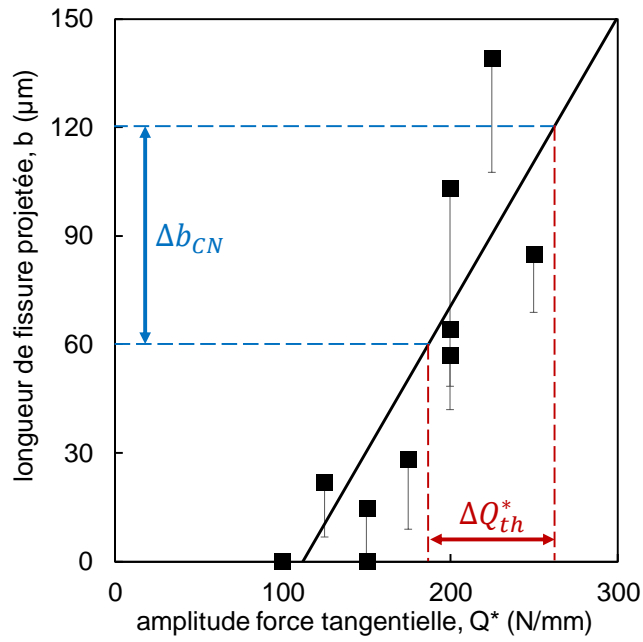


Figure VIII-8 : Estimation de l'erreur ΔQ_{th}^*

La valeur de Q_{th}^* étant ensuite directement implémentée dans le calcul numérique, il n'existe pas de lien direct évident entre ΔQ_{th}^* et l'erreur qu'elle induit sur la distance critique que nous noterons $\Delta \ell_1$. Une méthode similaire à celle exposée en Figure VIII-8. En effet, pour chaque microstructure, il est possible de tracer la valeur de la distance critique ℓ en fonction de l'amplitude d'effort tangentiel appliquée, de tracer une droite de tendance et d'en déduire $\Delta \ell_1$ (Figure VIII-9).

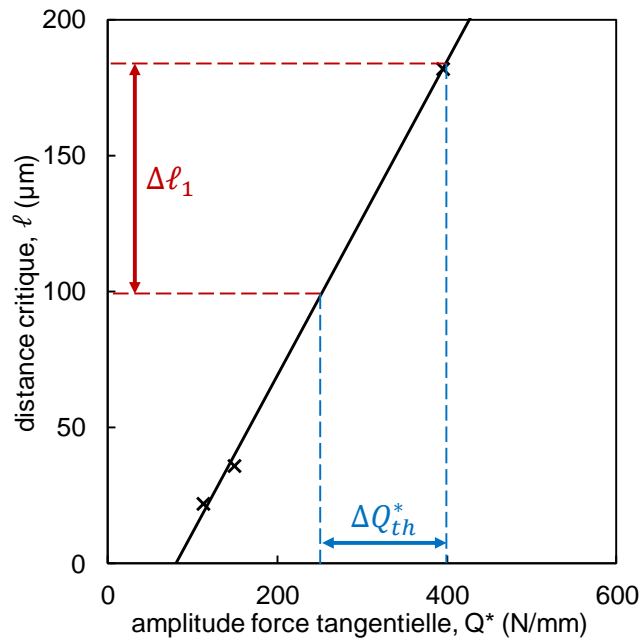


Figure VIII-9 : Estimation de l'erreur $\Delta \ell_1$

Une erreur qui s'ajoute directement à $\Delta\ell_1$ est l'erreur sur la taille de maille Δm . On a donc :

$$\Delta\ell_2 = \Delta m \quad (\text{VIII-2})$$

Enfin, la troisième est dernière erreur sur la distance critique $\Delta\ell_3$ est celle dépendant de la limite de fatigue. Toujours en appliquant la même méthodologie cette fois-ci sur les courbes de contraintes SWT en fonction de la profondeur sous le hotspot (cf. partie V.2.3.) et connaissant l'erreur $\Delta\sigma_d$, on remonte à $\Delta\ell_3$ (Figure VIII-10).

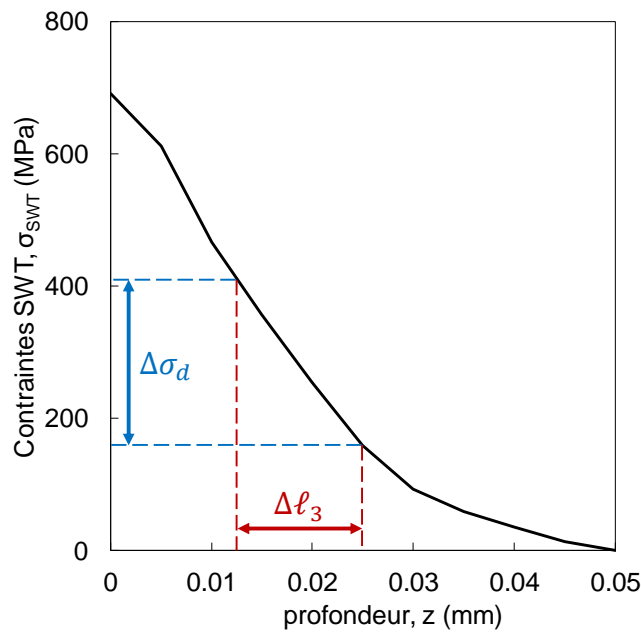


Figure VIII-10 : Estimation de l'erreur $\Delta\ell_3$

Finalement, l'erreur totale sur la distance critique $\Delta\ell$ est la somme des trois erreurs définies plus haut :

$$\Delta\ell = \Delta\ell_1 + \Delta\ell_2 + \Delta\ell_3 \quad (\text{VIII-3})$$