



HAL
open science

Étude de la progression des fissures de fatigue à partir d'anomalie de surface dans une entaille

Aurélien Lambourg

► **To cite this version:**

Aurélien Lambourg. Étude de la progression des fissures de fatigue à partir d'anomalie de surface dans une entaille. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2019. Français. NNT : 2019ESMA0023 . tel-04842716

HAL Id: tel-04842716

<https://theses.hal.science/tel-04842716v1>

Submitted on 17 Dec 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.

THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE
(Diplôme national – Arrêté du 25 mai 2016)

Ecole Doctorale :
Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique et Energétique

Secteur de Recherche :
Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par :
Aurélien Lambourg

Etude de la progression des fissures de fatigue à partir d'anomalie de surface dans une entaille

Directeurs de thèse : G. Hénaff et Y. Nadot
Co-encadrant : L. Marcin

Soutenue le : 12 décembre 2019 à l'ENSMA
devant la Commission d'Examen

JURY

D. Poquillon	Professeure ; CIRIMAT, ENSIACET, Toulouse	Présidente
J. Réthoré	Directeur de Recherches ; Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM), Centrale Nantes	Rapporteur
F. Szmytka	Professeur associé; ENSTA ParisTech, Palaiseau	Rapporteur
G. Hénaff	Professeur ; ISAE-ENSMA, Chasseneuil du Poitou	Examineur
Y. Nadot	Professeur ; ISAE-ENSMA, Chasseneuil du Poitou	Examineur
S. Gourdin	Docteur ; SAFRAN Tech, Magny-les-Hameaux	Examineur

Remerciement

J'offre premièrement de sincères et chaleureux remerciements à mes directeurs de thèse (Gilbert, Yves et Stéphane G.), aussi bien officiels qu'officieux. Le mérite d'un mémoire appartient certes à l'auteur, mais également à ses directeurs qui l'encadrent. Dans mon cas, mes directeurs ont été d'un soutien et d'une attention exceptionnels. La confiance qu'ils m'ont accordée ainsi que le soutien moral qu'ils ont manifesté à mon égard m'ont permis d'accumuler des expériences professionnelles et personnelles marquantes qui font de moi une personne grandie. Merci particulièrement à Stéphane dont j'ai été le premier doctorant et qui a eu un encadrement remarquable aussi bien sur mon travail que sur moi. Je souhaite aussi remercier les membres de mon jury, Sylvie, Julien et Fabien qui ont accepté de relire et d'évaluer mon travail.

Ensuite, je tiens à remercier mes divers encadrants du côté de Safran : Quentin, Léa, et Stéphane P. qui m'ont vraiment fait évoluer au cours de ces années. J'ai vraiment trouvé très agréable de travailler avec vous trois alternativement. Professionnellement vous êtes peut-être au top, mais humainement, vous l'êtes tout autant, et je sais que tous les doctorants n'ont pas cette chance, alors je vous en remercie. (Une petite dédicace toute particulière à Stéphane P. qui a été le premier à m'encadrer côté Villaroche. J'étais un jeune ingénieur tout juste sorti d'école, et il m'a beaucoup fait évoluer en peu de temps, avec souvent les mots justes pour m'y forcer).

Enfin, je tiens à remercier 3 personnes, qui n'ont rien à voir avec mon projet, et qui, par pure générosité, ont fortement participé à la rédaction et correction de ce manuscrit. Merci Raul, Christine et Caro !

J'aimerais chaleureusement aussi remercier l'aide scientifique majeure que l'on a du côté de Pprime !!! Nous avons la chance dans ce laboratoire d'avoir beaucoup d'ingénieurs de recherche ou de techniciens prêts à nous aider, nous enseigner et nous corriger. Lors de ma thèse j'ai souvent eu à faire appel à leurs aides et expertises. Merci Florence, Guillaume, Damien, Laurent, Jacques et Anne-Laure pour votre précieuse aide, on ne pourrait rien faire sans vous !

Ensuite, je tiens à signaler qu'il existe une très bonne ambiance entre les doctorants dans ce laboratoire. L'existence de l'ATEM, forçant les premières années à créer une cohésion fait que l'intégration des nouveaux est fortement facilitée. Donc merci à cette association (ainsi qu'à tous ses membres, c'est-à-dire tous les doctorants) pour toute cette joie et bonne humeur. Vivre à vos côtés a été un plaisir. Une bonne ambiance de travail de tous les jours est vraiment appréciable !! Une petite dédicace à Julien, Vincent et Romain, dans le même bateau/bureau que moi, qui ont connu les mêmes hauts et bas que moi. Merci les gars pour ces souvenirs impérissables aussi bien au donjon que chez nous.

Et pour finir, je tiens à remercier les "oubliées" qui, scientifiquement, n'ont peut-être pas beaucoup contribué à ma thèse, mais qui, par leur côté administratif et surtout leurs qualités humaines sont toutes purement indispensables. Merci Patricia, Karine, Francine, Brigitte et Delphine pour vos longues conversations. J'ai régulièrement monopolisé votre temps en discussion. Et je suis certain que vous m'en voulez énormément !

Et bien que je l'ai déjà cité précédemment, je tiens à finir en remerciant Caroline, qui a la mauvaise fortune de partager depuis longtemps ma vie et qui est la personne qui a le plus subi mes sautes d'humeur. Merci ma chérie pour le soutien indéfectible dont tu as fait preuve.

Encore une fois, on dit qu'une thèse est une aventure solitaire, qu'on mène seul d'un bout à l'autre. Certes, le travail l'est, mais quand je vois le nombre de personnes que je remercie dans cette page, j'ai du mal à garder le mot solitaire associé à ce projet. Dans tous les cas, merci à vous tous !! Sincèrement, merci !

<u>Partie A : Contexte et problématique industrielle</u>	2
A.1. Introduction générale	2
A.2. Contexte de l'étude	3
A.3. Problématique industrielle	5
A.4. Axes d'étude	8
A.5. Bibliographie	9
<u>Partie B : Matériau et anomalies de surface</u>	12
B.1. Matériau	12
B.1.1. Métallurgie : composition chimique, phase et microstructure	12
B.1.1.a. Composition chimique	12
B.1.1.b. Microstructure	14
B.1.1.c. Transformation de phase γ " en phase δ	18
B.1.2. Elaboration, mise en forme et traitement thermique	19
B.1.2.a. Elaboration de l'alliage.....	19
B.1.2.b. Mise en forme de l'alliage	20
B.1.2.c. Traitements thermiques	22
B.2. Comportement mécanique	24
B.2.1. Traction	24
B.2.2. Fluage	26
B.2.3. Fatigue	27
B.2.3.a. Comportement cyclique.....	27
B.2.3.b. Durée de vie en fatigue.....	30
B.2.3.c. Amorçage en fatigue.....	34
<i>B.2.3.c.i. Amorçage en stade I</i>	35
<i>B.2.3.c.ii. Amorçage sur particules</i>	36
B.2.3.d. Propagation de fissures sous chargement cyclique	38
<i>B.2.3.d.i. Propagation de fissures longues</i>	38
<i>B.2.3.d.ii. Propagation des fissures courtes</i>	45
B.3. Entailles & anomalies de surface	49
B.3.1. Anomalies de surface	49
B.3.1.a. Anomalies représentatives de la flotte	49
B.3.1.b. Influence des anomalies sur la tenue en fatigue	49
B.3.2. Méthodologie d'introduction, caractérisation et impact sur la tenue en fatigue des entailles et des anomalies de surface	50
B.3.2.a. Entaille EDM usinée par fils.....	50
B.3.2.b. Montage de fixation	52
B.3.2.c. Anomalies de surface de type EDM, usinées par enfonçage.....	52
B.3.2.d. Anomalie de surface de type FIB	53
B.3.2.e. Anomalie de surface de type « fissureuse ».....	55
B.3.2.f. Anomalie de surface de type choc.....	57
B.4. Concentrateur de contrainte	62
B.4.1. Influence des concentrateurs de contrainte sur la tenue en fatigue	62
B.4.2. Accommodation de zones plastifiées en entaille	64

B.5. Conclusion intermédiaire	69
B.6. Bibliographie.....	70

Partie C : Suivi de fissure par différence de potentiel DCPD 78

C.1. Etude bibliographique	78
C.1.1. Méthodes de suivi de fissuration électrique.....	78
C.1.1.a. Alternative Current Potential Drop (ACPD).....	78
C.1.1.b. Induced Current Potential Drop (ICPD).....	79
C.1.1.c. Direct Current Potential Drop (DCPD).....	80
C.1.2. Limites, améliorations et utilisations annexes.....	80
C.1.3. Obtention d'une courbe de calibration.....	83
C.1.3.a. Approche analytique.....	83
C.1.3.b. Approche analogique.....	85
C.1.3.c. Approche expérimentale	86
C.1.3.d. Approche numérique.....	87
C.1.4. Facteur d'influence de la courbe de calibration.....	88
C.1.4.a. Outils de simulation de Doremus	88
C.1.4.b. Paramètres peu influents.....	89
C.1.4.c. Paramètres très influents.....	91
C.2. Prise en compte d'une conductivité variable dans l'établissement d'une courbe de calibration	94
C.2.1. Variation de la conductivité en fonction de la déformation totale	94
C.2.2. Architecture du modèle de simulation d'une courbe de calibration	97
C.2.3. Modèle mécanique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable	98
C.2.4. Modèle électrique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable	100
C.2.5. Vérification quantitative associée à l'obtention d'une courbe de calibration à conductivité variable	103
C.2.6. Synthèse intermédiaire	104
C.3. Influence de la déformation totale sur la résistivité	105
C.3.1. Choix de campagne expérimentale.....	105
C.3.2. Analyse des résultats.....	106
C.3.3. Influence de la conductivité variable dans le cas d'éprouvettes entaillées.....	107
C.4. Optimisation de la courbe de calibration avec utilisation de marquages	110
C.5. Observation et utilisation du script annexe	114
C.5.1. Influence de la température sur la conductivité.....	114
C.5.2. Analyse de deux fissures en vis-à-vis.....	116
C.6. Conclusions intermédiaires	118
C.7. Bibliographie.....	119

Partie D : Etude expérimentale de la propagation d'une fissure à partir d'une anomalie de surface en fond d'entaille	123
D.1. Description des campagnes expérimentales et du protocole d'essai associé	123
D.1.1. Protocoles d'expérimentation et plan d'expérience	123
D.1.2. Zones de prélèvement des éprouvettes	124
D.1.3. Usinage des entailles	125
D.1.4. Positionnement des anomalies de surface et suivi DCPD	126
D.1.5. Procédure d'essai	128
D.1.6. Rupture à froid	129
D.1.7. Traitement des mesures de potentiel	130
D.1.8. Description des campagnes expérimentales	132
D.2. Etude expérimentale	135
D.2.1. Campagne avec anomalie EDM sur éprouvette lisse : identification d'une loi de propagation	135
D.2.1.a. Description de l'étude et difficultés rencontrées	135
D.2.1.b. Hypothèse de l'étude	135
D.2.1.c. Calcul du facteur d'intensité de contraintes	136
D.2.1.d. Vérification de la loi de propagation de l'Inconel 718DA	137
D.2.1.e. Mise à jour de la loi de propagation de l'Inconel 718DA sur le domaine de rapport de charge [-1;0]	139
D.2.2. Campagne avec anomalies réalisées par usinage FIB en entaille : influence du chargement sur le facteur de forme	141
D.2.2.a. Description de l'anomalie	141
D.2.2.b. Influence de la relaxation de la contrainte moyenne	141
D.2.2.c. Facteur de forme initial égal à 1	143
D.2.2.d. Facteur de forme initial différent de 1	145
D.2.2.e. Calcul de facteurs d'intensités de contraintes en entaille	148
D.2.3. Campagne avec anomalies de type « fissureuses » en entaille : influence de la géométrie d'anomalie de surface en entaille	149
D.2.3.a. Description de l'étude	149
D.2.3.b. Evolution géométrique du front de la fissure	150
D.2.4. Campagne avec anomalies de surface de type choc : influence des contraintes résiduelles	152
D.2.4.a. Choc en entaille	155
D.2.4.b. Chocs sur éprouvettes lisses	158
D.3. Durées de vie et amorçage	160
D.3.1. Amorçage et premiers stades de propagation	160
D.3.2. Durées de vie	162
D.4. Conclusions et perspectives intermédiaires	166
D.5. Bibliographie	167

<u>Partie E : Modélisation de la propagation de fissures</u>	170
E.1. Présentation de la méthode éléments finis de propagation de fissure	170
E.1.1. Introduction à la propagation de fissures par éléments finis.....	170
E.1.2. Description de la théorie de simulation utilisée pour la propagation de fissure	171
E.1.3. Méthodologie d'un calcul de propagation d'une fissure par éléments finis	172
E.1.3.a. Mise en place du calcul	172
E.1.3.b. Mise au point et ajustements.....	174
E.2. Détermination des durées de vie expérimentales par simulation	177
E.2.1. Validation de la vitesse de propagation d'une loi de Paris	177
E.2.2. Validation de l'utilisation d'une loi de Paris pour la simulation de la propagation d'une fissure en entaille	181
E.2.3. Vérification de l'évolution de la morphologie du front et identification des paramètres de premier ordre	184
E.2.4. Simulation de fissure issue d'une anomalie choc, vérification de l'impact des contraintes résiduelles	185
E.3. Conclusions et perspectives intermédiaires	189
E.4. Bibliographie.....	190
<u>Partie F : Conclusion et perspectives</u>	193
F.1. Conclusion générale	193
F.2. Perspectives.....	195
F.3. Bibliographie.....	197
<u>Annexes</u>	201
Annexe 1 : Ecart relatif des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante	200
Annexe 2 : Formulaire des facteurs d'intensité de contraintes	207
G.1.1. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous charge uniforme [NEWM81].....	207
G.1.2. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous un gradient de contraintes à l'aide de fonctions de poids [WANG95, WANG97].....	208
G.1.3. FIC de fissure de surface semi-circulaire sous un gradient de contraintes de forme polynomiale [HAND92].....	209

Partie A : Contexte et problématique industrielle

A.1. Introduction générale	2
A.2. Contexte de l'étude	3
A.3. Problématique industrielle	5
A.4. Axes d'étude	8
A.5. Bibliographie.....	9

Partie A. Contexte et problématique industrielle

Cette partie permet de contextualiser l'étude. Dans un premier temps, un rappel de l'histoire de la fatigue est retracé. Par la suite, nous aborderons plus précisément la problématique industrielle, notamment la certification de pièces critiques de turboréacteurs et le tolérancement en fatigue et aux dommages de celles-ci. Enfin, les objectifs de l'étude viendront clôturer ce chapitre.

A.1. Introduction générale

Remarque : Pour faciliter le discours sur la présentation et l'analyse des résultats, deux terminologies spécifiques à ce manuscrit sont définies ci-dessous.

Cette étude contiendra des expériences en présence de deux géométries pouvant être appelées entailles. Seules les plus profondes, d'environ 1 mm, seront appelées "entaille", les autres, de l'ordre de 100 μm , seront appelées "anomalie de surface" (cf. Figure A-1). Avec cette convention, les entailles représentent les changements géométriques que l'on peut rencontrer sur une pièce. Les anomalies de surface représentent, comme leur nom l'indique, des anomalies qui ne sont pas présentes sur une pièce saine et qui peuvent malencontreusement apparaître à la suite d'un incident lors de la maintenance.



Figure A-1 : différenciation entre anomalie et entaille

La deuxième définition correspond à "la durée de vie des anomalies de surface". Il s'agira de la durée de vie des éprouvettes où l'anomalie de surface a conduit à la rupture. Une seconde anomalie de surface peut être présente sur l'éprouvette et même avoir amorcée et propagée une fissure. Cependant, cette seconde anomalie de surface, n'ayant pas amené à la rupture, ne sera pas exploitée en termes de durée de vie. Cet abus de langage sera aussi étendu au chargement en parlant "d'anomalie de surface sollicitée dans xxx condition" au lieu de spécifier que c'est l'éprouvette contenant ladite anomalie de surface qui est sollicitée dans ces conditions.

La fatigue des matériaux est un phénomène assez ancien dans le domaine des sciences. En 1838, Wilhelm Albert est l'une des premières personnes à avoir observé et documenté la fatigue sur des métaux, dans son cas des câbles d'acier [ALBE38]. Les premiers accidents catastrophiques dus à la fatigue ont été observés dans le transport ferroviaire. En 1842 la première catastrophe ferroviaire de France a lieu à Meudon. Un essieu du train a cassé après 2 ans d'utilisation, malgré un surdimensionnement important avec une contrainte monotone. William Rankine est le premier à avoir examiné les faciès de rupture des essieux [RANK43]. Sa théorie, la fatigue, a été longtemps opposée à la théorie de recristallisation. Ces incidents ont obligé les scientifiques à étudier ces phénomènes. En 1860, August Wöhler propose le premier protocole expérimental permettant de relier un nombre de cycles à la charge appliquée à un essieu [WÖHL60]. Le diagramme ainsi formé porte depuis son nom. En 1953, c'est l'aviation civile qui subit les affres de la fatigue avec le Comet. Un an après leur mise en service commerciale, trois appareils sont détruits en plein vol. Des fissures amorcées aux coins des hublots carrés ont entraîné la rupture par fatigue du fuselage.

A.2. Contexte de l'étude

Aujourd'hui, le transport aérien s'est démocratisé et les accidents sont devenus bien plus rares : la probabilité d'avoir un accident d'avion, sur les 40 compagnies aériennes les plus sûres, est d'une chance sur 20 millions. Le Passagers-Kilomètre payants a augmenté de 25% ces 5 dernières années. Entre 2016 et 2017, l'augmentation a été de plus de +7% à l'échelle mondiale, de 2017 à 2018 de +7,7%. Avec le nombre toujours croissant de vols et de passagers, de nouvelles problématiques sont apparues, notamment la lutte contre les émissions de gaz et de particules ou la réduction sonore sans pour autant abaisser la qualité, la performance et la sécurité des appareils. Le groupe SAFRAN est un motoriste et un équipementier aéronautique de premier rang mondial. La filiale SAFRAN Aircraft Engines propose à ses clients des solutions de haute technologie pour la propulsion d'avions civils et militaires. La Figure A-2 présente leur produit phare : le moteur CFM56. Ce moteur, l'un des plus fiables au monde, a été livré plus de 31 000 fois en plus de 30 ans. Malgré l'arrivée du LEAP en 2016, la demande reste forte pour ce moteur. Les autorités de sûreté aéronautiques, telles que l'European Aviation Safety Agency en Europe ou la Federal Aviation Administration aux USA sont de plus en plus strictes pour la validation de leurs habilitations.

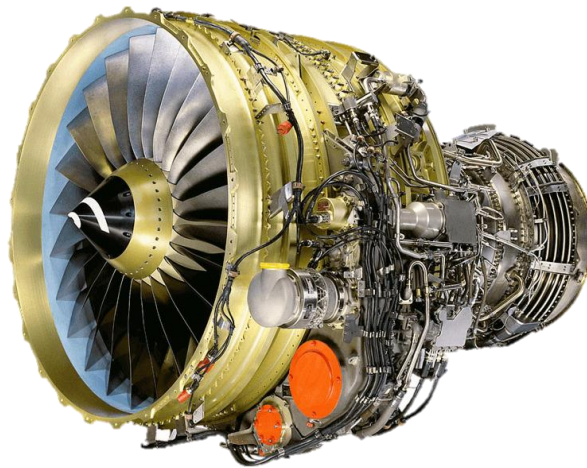


Figure A-2 : Moteur CFM56-7B

L'Inconel 718 est un alliage à base nickel, utilisé à des températures comprises entre 450 et 700°C, sans réduction préjudiciable de ses propriétés de résistance mécanique, même après une longue exposition à de très hautes températures. Il a donc été naturellement choisi pour la fabrication des pièces dont les températures de service sont élevées et est actuellement le superalliage le plus utilisé. Dans les moteurs actuels, il peut représenter jusqu'à 50 % du poids des moteurs d'avion [ULUT11]. Dans les turboréacteurs, il est le matériau utilisé pour la fabrication des disques, des aubes, des carters de la partie haute pression du compresseur et des disques et certaines aubes de la partie turbine [ALEX04]. Cependant, il va tendre à être remplacé dans les moteurs de dernière génération utilisant des gammes de température au-dessus des 700°C, tels que le LEAP.

Dans les turboréacteurs, les pièces sont soumises à trois types de sollicitations couplées qui peuvent entraîner la ruine des pièces : l'oxydation, le fluage et la fatigue. La fatigue est un processus au cours duquel des contraintes mécaniques et/ou thermiques se répètent, modifiant ainsi les propriétés locales d'un matériau et pouvant entraîner la rupture d'une structure. La prise en compte de la tenue en fatigue des matériaux est donc primordiale lors du dimensionnement des composants des moteurs aéronautiques. Il peut arriver que ces pièces critiques rompent. De tels événements sont exceptionnels mais les conséquences peuvent être catastrophiques lorsqu'ils se produisent (cf. Figure A-3). En effet, comme l'illustre la Figure A-3a₁, les morceaux de disque rompu ne peuvent être contenus dans le carter et risquent d'atteindre des passagers. Les disques de turbines font donc partie

des pièces les plus critiques à dimensionner et leur endommagement par fatigue est particulièrement surveillé. L'objectif étant que des incidents rarissimes, tel que celui du 28 octobre 2016 à l'aéroport de O'Hare de Chicago ne se reproduisent pas. Cet incident a causé une vingtaine de blessés suite à la rupture d'un disque haute pression au décollage. Dans cet exemple, la cause avancée par le bureau d'enquête américain des transports (NTSB) est un défaut lors de la fabrication en 1997. Il s'agit d'un White Spot « discret » indétectable avec les moyens d'inspection de l'époque [NATI18]. La mise en œuvre du disque, incluant la composition et l'élaboration, est une des deux causes pouvant entraîner la rupture de disque. Dans le cadre de cette étude, c'est la seconde cause principale qui sera étudiée : les anomalies de maintenance. Ces anomalies sont introduites accidentellement par des techniciens lors de montages ou démontages du moteur lorsqu'un outil tombe ou raye une surface. On s'intéressera au dimensionnement en tolérance aux dommages d'un disque de turbine en Inconel 718 DA.



Figure A-3 : 1) Photo de disque de turbine éclaté et 2) dégâts engendrés sur les vols du a) 2 juin 2006 à Los Angeles; b) du 28 octobre 2016 à Chicago [NATI06, NATI18]

L'approche traditionnelle consiste à prédire la durée de vie totale d'une structure, c'est-à-dire la somme de la durée de vie à l'amorçage et de la durée de vie en propagation. Cette étude sera particulièrement focalisée sur la durée de vie en propagation. On définit la durée de vie à l'amorçage comme le nombre de cycles de chargement nécessaire à la création d'une fissure. La définition de cette taille de fissure à l'amorçage peut être diverse : de l'apparition d'anomalie microstructurale à la taille critique de rupture. Dans cette étude, l'amorçage est défini comme le temps nécessaire pour la création d'une fissure détectable par contrôle non destructif de mesure de potentiel.

L'objectif est d'être capable de définir des intervalles d'inspection des disques dans le but de vérifier la présence d'anomalies ou de fissures et d'estimer si cette présence est nuisible. Dans ce cas, il est alors nécessaire de déterminer si la pièce doit être réparée ou mise au rebut et quand devra être la prochaine inspection.

A.3. Problématique industrielle

Dans le cadre de la certification en tolérance aux dommages, les motoristes sont appelés par les autorités de sûreté aéronautique à évaluer l'influence des anomalies sur la durée de vie de leurs pièces. Les risques de rupture étant inacceptables pour les pièces les plus critiques, elles sont généralement dimensionnées à l'amorçage afin d'éviter la formation de fissure. Cependant, ce type de dimensionnement ne prend pas en compte les différents incidents pouvant survenir au cours de la vie de la pièce. Des anomalies de surface peuvent être créées en vol ou lors d'opérations de maintenance. Les premières, appelées « Foreign Object Debris » (FOD), dont les conséquences sont immédiates, ont été étudiées depuis de nombreuses années. Les seconds types d'anomalies possèdent un effet plus lent, il s'agit des anomalies de surface de maintenance. Elles peuvent contribuer à l'amorçage de fissure avant que la durée de vie déterminée au dimensionnement ne soit atteinte. Les éprouvettes simples et sans défaut utilisées en laboratoire ne sont pas forcément représentatives du comportement en fatigue de pièces rencontrées sur la flotte. Les phénomènes liés à l'amorçage et à la propagation sont influencés par les anomalies de surface. Il est donc important de prendre en compte ces anomalies lors de la phase de dimensionnement de la pièce.

Les anomalies susceptibles d'être nocives pour la durée de vie peuvent être de nature très différentes. Les principales sont : celles inhérentes au matériau (carbure, nitrure, white spot (zones appauvries en éléments d'alliage), grains anormalement gros, ...), celles créées à l'usinage (soudure, rupture d'outil, manque de lubrification, outils émoussés ...), celles créées en service (corrosion et High Velocity Impact) et celles introduites par des opérations de manutention (montage, démontage, chute ou rayure d'outils ...). La catégorie des anomalies inhérentes au matériau, est relativement bien documentée. Murakami et al. [MURA80] ont montré, en 1980, que le paramètre correspondant à la racine carrée de l'aire de l'anomalie projetée dans le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale permettait de quantifier l'impact de l'anomalie sur la limite de fatigue. Byrne et al. [BYRN99], avec une approche similaire, déterminent l'influence d'inclusions non métalliques dans un Waspalloy. La catégorie des anomalies de manutention sont majoritairement en surface. Celles-ci, contrairement aux autres citées, sont moins couramment étudiées dans la littérature. L'un des objectifs de cette étude est de caractériser l'influence de ces anomalies dans le dimensionnement d'une pièce. Toutefois, l'objectif industriel principal est de déterminer la marge la plus adaptée à la définition d'intervalles d'inspections. Une surestimation conduisant à une diminution de la disponibilité opérationnelle du moteur et, intrinsèquement, à une augmentation des coûts d'opération de maintenance n'est pas souhaitable. Ainsi, le besoin industriel est d'être le plus précis possible sur la modélisation des phénomènes physiques d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'anomalies.

Suite au retour sur flotte et en se basant sur des études précédentes de cette problématique [DORE14, GOUR15], deux types d'anomalies peuvent être retenus pour représenter les anomalies de surface de manutention : les rayures et les chocs. Dans le cadre de cette thèse, pour des raisons détaillées dans la partie B, seules les anomalies de type choc ont été étudiées. L'étude a donc pour objectif de caractériser les mécanismes régissant la propagation d'une fissure à partir de chocs. Actuellement, la durée de vie en présence de ces anomalies est déterminée par Safran Aircraft Engines en assimilant l'anomalie de surface à une fissure semi-elliptique déjà amorcée et dont le comportement en propagation est régi par une loi qui repose sur la mécanique linéaire de la rupture de type Paris avec correction d'Elber dès le premier cycle de chargement. Le calcul est interrompu si la contrainte dans le ligament est supérieure à la limite à rupture ou si le facteur d'intensité des contraintes maximal est supérieur à la ténacité. Cette méthodologie est résumée sur la Figure A-4.

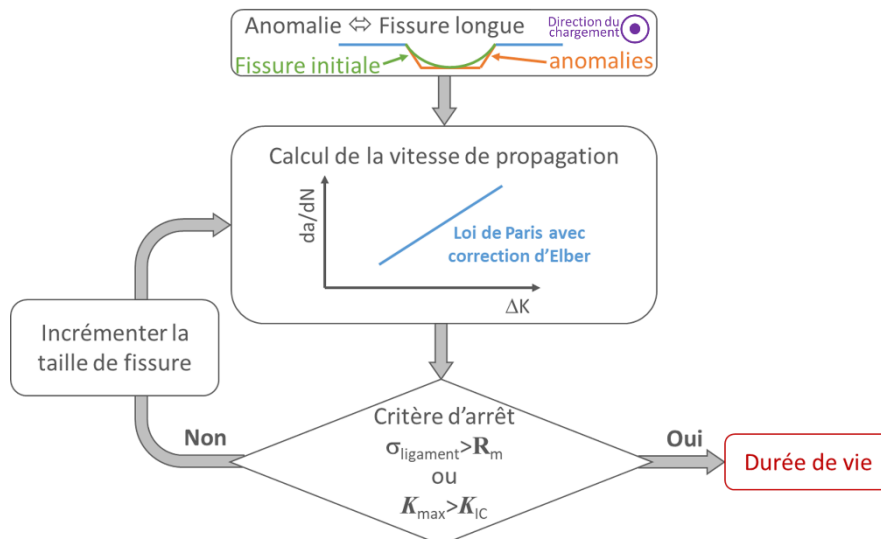


Figure A-4 : Méthodologie utilisée actuellement par Safran Aircraft Engines pour le calcul de la durée de vie d'une anomalie de surface

Cette méthodologie fournit de bons résultats pour la prédiction de fissures longues déjà amorcées (entre 500 et 1000 μm) mais, comme le montre la Figure A-5, présente un fort conservatisme pour des anomalies non amorcées [DORE14]. Avec cette méthode, on voit que tous les essais rompent avec des durées de vie plus de deux fois plus importante que leurs prédictions, ce facteur pouvant aller jusqu'à un facteur 10. En effet, ce calcul ne prend pas en compte la phase d'amorçage, traite les fissures courtes comme des fissures longues (qui ont un comportement différent) et suppose un champ de contraintes uniformes. Doremus a conclu que l'influence de l'anomalie sur la propagation était d'ordre un dans la détermination de la durée de vie [DORE14].

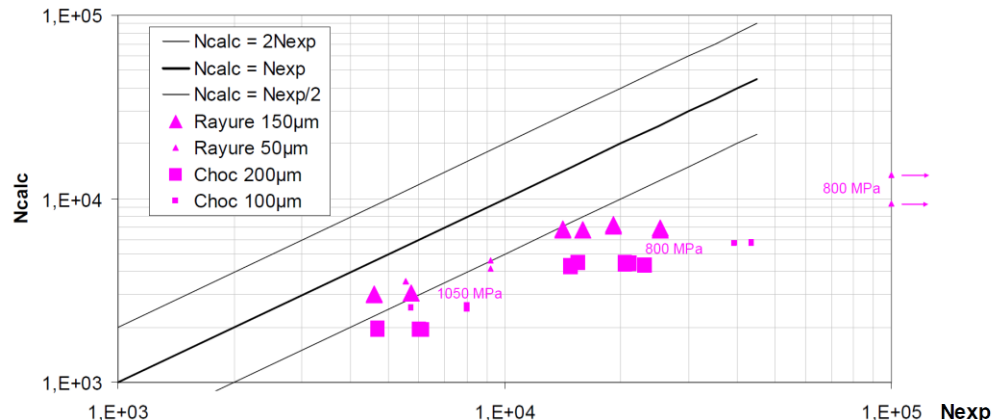


Figure A-5 : Comparaison entre durée de vie expérimentale des essais avec Choc et Rayure et la durée de vie calculée selon la méthodologie Safran Aircraft Engines sur de l'Inconel 718 DA [DORE14]

De plus, la détermination des durées de vie est obtenue en considérant que l'anomalie se situe au point chaud de la structure, c'est-à-dire là où la contrainte est la plus importante, et que cette contrainte s'appliquera tout du long de la propagation de la fissure. Or, les points chauds sont dus aux formes géométriques complexes des pièces et sont donc localisés. Proche de ce point chaud, un gradient de contraintes existe et la contrainte diminue lorsque la pointe de fissure s'en éloigne. Considérer un champ de contraintes homogène de valeur égale à celle au point chaud introduit aussi un conservatisme important. Ce conservatisme, du point de vue de la sécurité, est primordial. Cependant, il occasionne une réduction des intervalles d'inspection et par conséquent le maintien au sol d'avions plus fréquent.

Les disques de turbine sont le siège de contraintes mécaniques centrifuges couplées à des conditions thermiques élevées pendant de longues périodes. L'étude sera donc réalisée sur des essais

uni-axiaux à hautes température. Cependant, ces calculs de durée de vie doivent être réalisés sur des structures de plus en plus complexes, comme le montre la Figure A-6 présentant le profil d'un disque de turbine haute pression du moteur GE CF6. Cela nécessite une analyse plus précise des champs de contraintes et de déformations locaux, à la différence de l'étude de Doremus [DORE14] portant sur champs de contrainte homogènes. De plus, le site d'amorçage des éventuelles fissures de fatigue se trouve être préférentiellement dans les zones de concentration de contraintes. Les exemples présents sur disques peuvent être les différents congés, perçages, ainsi que les entailles en pied de sapin servant à la fixation du pied des aubes de la turbine.

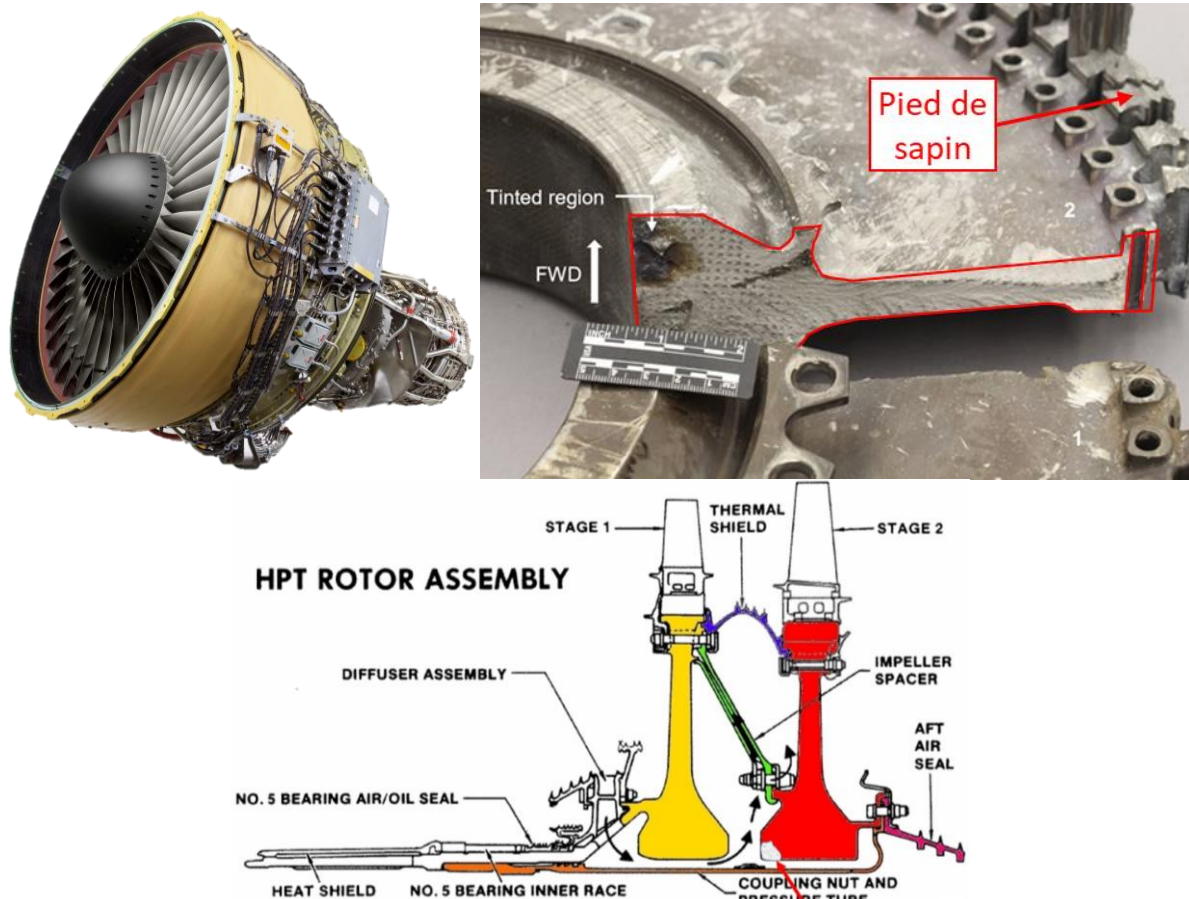


Figure A-6 : a) Moteur GE CF6-80C2B6 et b) vue de coupe, après rupture, d'un de ses disques haute pression et c) le schéma d'assemblage des deux étages haute pression [NATI17]

Afin d'être plus précises, les méthodes actuelles de calculs de durée de vie doivent donc prendre en compte les gradients de contraintes ainsi que le fait que, localement, le matériau peut être sollicité au-delà de sa limite d'élasticité. Le fort aspect 3D présent dans les pièces ainsi que la très petite taille des fissures surfaciques (< 1 mm) qui pourraient s'amorcer sur le défaut initial avec leurs effets de fermeture 3D doivent également être considérés.

A.4. Axes d'étude

Ce manuscrit a pour objectif de contribuer à la réduction des intervalles d'inspection en répondant aux questionnements scientifiques concernant la caractérisation des morphologies et du comportement en fatigue de ces anomalies de surface issues d'opérations de maintenance en présence d'un gradient de contraintes. Pour ce faire, des études de l'influence des anomalies et des contraintes résiduelles associées, et l'examen de l'effet d'un gradient de contraintes sur la propagation de fissure seront réalisées en parallèle. Pour ce faire, différentes procédures d'introduction et de la morphologie des anomalies ainsi que de celles du gradient de contraintes ont été mises en œuvre. Afin de répondre à ces questionnements, une étude expérimentale, basée sur des essais de fissuration à partir d'anomalies de surface introduites sur éprouvettes représentatives est réalisée pour différentes conditions de sollicitation. Des outils de suivi de fissuration et d'analyse sont mis en place afin de déterminer les vitesses de propagation et les évolutions du front de fissure.

Les travaux présentés dans ce manuscrit sont répartis sur 5 axes. Le premier axe, actuellement en cours, avait pour objectif de cerner le contexte de l'étude ainsi que sa problématique industrielle.

Le second axe, la partie B, est dédié à la présentation du matériau étudié, à savoir le superalliage à base Nickel Inconel 718DA, ainsi que l'influence sur le matériau de l'introduction des anomalies de surface et de l'entaille. En effet, cette étude a nécessité l'usinage d'entailles par électroérosion (EDM) et de l'usinage de 4 types d'anomalies de surface : les anomalies semi-sphériques par EDM, les anomalies semi-cylindriques réalisées par FIB (Focused Ion Beam), les anomalies semi-elliptiques réalisées par polissage et les chocs. Les 3 premiers types d'anomalies de surface ont été utilisés dans l'objectif de découpler les différents effets de l'anomalie de type choc. Les géométries, les méthodes d'introduction ainsi que leurs impacts sur le matériau ont été définis et abordés dans cette partie. Enfin, une analyse bibliographique sera menée sur l'influence d'un gradient de contraintes sur la propagation de fissure, ainsi que sur l'évolution de ce gradient de contraintes autour de cette entaille au cours du temps.

La partie C est consacrée à la description de la méthode utilisée dans cette étude pour suivre la propagation de la fissure : la mesure de la différence de potentiel par courant continu (DCPD). Cette méthode est souvent employée pour suivre la propagation d'une fissure mais nécessite une courbe de calibration précise. La méthode, les limitations ainsi que les améliorations d'autres auteurs sont présentées. Ensuite, à l'aide d'une étude numérique par éléments finis, deux pistes d'améliorations sont proposées.

Une fois la méthode de suivi de fissure exposée et améliorée, la partie D présente la démarche expérimentale de l'étude. Celle-ci repose sur la mise en place d'essais de fissuration couplant l'utilisation de différentes anomalies ainsi que de la présence ou non d'un gradient de contraintes. Le protocole d'expérimentation ainsi que les post traitements y sont décrits. Ensuite l'influence des différents paramètres d'étude, tels que le type d'anomalie et sa profondeur, la nature du chargement (contrainte maximale et rapport de charge), sur la phase de propagation de l'éprouvette est analysée. Un intérêt particulier sera porté sur les vitesses de fissuration ainsi que sur la géométrie des fissures. Des scénarios de propagation seront proposés pour chaque type d'anomalie, en présence ou non d'un gradient de contraintes.

Enfin, des travaux de simulation numérique de propagation de fissure par éléments finis visant à reproduire les phénomènes observés font l'objet de la partie E. Plus précisément, les résultats des fissures simulées obtenues sont comparés aux données expérimentales en termes de profondeur de fissure, de durées de vie en propagation et de morphologie de front de fissure.

A.5. Bibliographie

- [ALBE38] Albert W. ; 1838 ; Über Treibseile am Harz. In: *Mineralogie Geognosie Bergbau und Hüttenkunde* ; Vol. 10 ; pp.215–234
- [ALEX04] Alexandre F. ; 2004 ; Aspects probabilistes et microstructuraux de l’amorçage des fissures de fatigue dans l’alliage Inco 718. In: Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Paris.
- [BYRN99] Byrne J. ; Kan N. Y. K. ; Hussey I. W. ; Harrison G. F. ; 1999 ; Influence of sub-surface defect on low-cycle fatigue life in gas turbine disc alloy at elevated temperature. In: *International Journal of Fatigue* ; pp.195–206
- [DORE14] Doremus L. ; 2014 ; Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d’anomalies de surface dans l’Inconel 718DA. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [GOUR15] Gourdin S. ; 2015 ; Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d’anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [MURA80] Murakami Y. ; Endo T. ; 1980 ; Effects of small defects on fatigue strength of metals. In: *International Journal of Fatigue* ; pp.23–30
- [NATI06] National Transportation Safety Board ; 2006 ; A06_60_64. In: Accident Report
- [NATI17] National Transportation Safety Board ; 2017 ; Materials laboratory factual report. In: Report No. 17-034
- [NATI18] National Transportation Safety Board ; 2018 ; Uncontained Engine Failure and Subsequent Fire ; American Airlines Flight 383 ; Boeing 767-323, N345AN ; Chicago, Illinois ; October 28, 2016. In: Accident Report NTSB/AAR-18/01 ; PB2018-100344
- [RANK43] Rankine W.J.M. ; 1843 ; On the causes of the unexpected breakage of the journals of railway axles; and on the means of preventing such accidents by observing the law of continuity in their construction. In: *Minutes of the Proceedings of the Institution of Civil Engineers* ; Vol. 2 ; pp.105–107
- [ULUT11] Ulutan D. ; Ozel T. ; 2011 ; Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: a review. In: *International Journal of Machine Tool and Manufacture* ; Vol. 51 ; pp.250–280
- [WÖHL60] WÖHLER A. ; 1860 ; Versuche zur Ermittlung der auf die Eisenbahnwagenachsen einwirkenden Kräfte und die Widerstandsfähigkeit der Wagen-Achsen. In: *Zeitschrift für Bauwesen* ; Vol. 10-583–614

Partie B : Matériau et anomalies de surface

B.1. Matériau	12
B.1.1. Métallurgie : composition chimique, phase et microstructure	12
B.1.1.a. Composition chimique	12
B.1.1.b. Microstructure	14
B.1.1.c. Transformation de phase γ'' en phase δ	18
B.1.2. Elaboration, mise en forme et traitement thermique.....	19
B.1.2.a. Elaboration de l'alliage.....	19
B.1.2.b. Mise en forme de l'alliage	20
B.1.2.c. Traitements thermiques	22
B.2. Comportement mécanique.....	24
B.2.1. Traction	24
B.2.2. Fluage	26
B.2.3. Fatigue	27
B.2.3.a. Comportement cyclique.....	27
B.2.3.b. Durée de vie en fatigue.....	30
B.2.3.c. Amorçage en fatigue.....	34
<i>B.2.3.c.i. Amorçage en stade I</i>	<i>35</i>
<i>B.2.3.c.ii. Amorçage sur particules.....</i>	<i>36</i>
B.2.3.d. Propagation de fissures sous chargement cyclique	38
<i>B.2.3.d.i. Propagation de fissures longues.....</i>	<i>38</i>
<i>B.2.3.d.ii. Propagation des fissures courtes</i>	<i>45</i>
B.3. Entailles & anomalies de surface	49
B.3.1. Anomalies de surface	49
B.3.1.a. Anomalies représentatives de la flotte	49
B.3.1.b. Influence des anomalies sur la tenue en fatigue	49
B.3.2. Méthodologie d'introduction, caractérisation et impact sur la tenue en fatigue des entailles et des anomalies de surface.....	50
B.3.2.a. Entaille EDM usinée par fils.....	50
B.3.2.b. Montage de fixation	52
B.3.2.c. Anomalies de surface de type EDM, usinées par enfonçage.....	52
B.3.2.d. Anomalie de surface de type FIB	53
B.3.2.e. Anomalie de surface de type « fissureuse ».....	55
B.3.2.f. Anomalie de surface de type choc.....	57
B.4. Concentrateur de contrainte	62
B.4.1. Influence des concentrateurs de contrainte sur la tenue en fatigue.....	62
B.4.2. Accommodation de zones plastifiées en entaille	64
B.5. Conclusion intermédiaire	69
B.6. Bibliographie.....	70

Partie B. Matériau et anomalies de surface

Dans ce chapitre, on présentera le matériau de l'étude, le superalliage base nickel Inconel 718 sous sa version Direct Aged (DA). Sa chimie, sa composition de phase, ses propriétés microstructurales ainsi que ses propriétés en fatigue seront exposées. Les différentes anomalies de surface étudiées seront présentées. Celles utilisées lors de cette étude sont les anomalies sphériques usinées par électroérosion (EDM), celles à géométrie régulière semi-elliptique obtenues par polissage, les semi-cylindriques usinées par FIB (Focused Ion Beam ou sonde Ionique focalisée en français) ainsi que des anomalies introduites par choc. Leur géométrie, méthode d'introduction et leurs impacts sur la microstructure seront décrits.

B.1. Matériau

B.1.1. Métallurgie : composition chimique, phase et microstructure

B.1.1.a. *Composition chimique*

L'Inconel 718 peut avoir plusieurs nuances de composition suivant son application. La nuance PQ (Premium Quality) est celle qui est principalement utilisée en aéronautique. Sa composition est présentée dans la Tableau 1. La principale différence entre la composition de l'Inconel 718 utilisé par Safran est le raffinement en carbone ainsi que la teneur en niobium. L'Inconel 718 de Safran Aircraft Engines est deux fois mieux raffiné en moyenne en carbone qu'un PQ classique ce qui en améliorera les qualités, comme on le verra par la suite.

Eléments	Ni	C	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al
Mini (%)	Base	0,02	17,00	15,00	4,75	2,80	0,75	0,30
Maxi (%)		0,080	21,00	21,00	5,50	3,30	1,15	0,70

Tableau 1 : Composition de l'Inconel 718 en % massique [ALEX04]

Le nickel est l'élément le plus présent dans l'Inconel 718, il possède un haut point de fusion (1455°C) et une très bonne capacité d'association chimique ainsi qu'une remarquable résistance à l'oxydation et à la corrosion à haute température. Toutes ces qualités en font un bon choix en tant que constituant élémentaire. Le fer est présent en quantité importante. Il permet notamment une baisse du prix au kilo de l'alliage. De plus, le fer joue un rôle d'obstacle aux dislocations dans la matrice γ (durcissement par solution solide). Le fer augmente par ailleurs la forgeabilité et la soudabilité de l'alliage. Cependant, il diminue la tenue à l'oxydation et à la corrosion de l'Inconel 718. Le chrome quant à lui améliore la résistance à l'oxydation et à la corrosion en formant une couche d'oxyde en surface. Cependant, il ne doit pas être présent en trop grande quantité au risque d'affecter la forgeabilité de l'alliage [NIAN10]. Le molybdène est présent en substitution du nickel dans la matrice et participe aussi au durcissement en solution solide par distorsion du réseau cristallin. L'aluminium et le titane améliorent les propriétés mécaniques en contribuant à la formation des précipités γ' . Néanmoins, le titane doit être présent en faible teneur car il entraîne un abattement de la ductilité et est un élément très carburigène [NIAN10]. Le niobium est le principal élément chimique responsable du durcissement. Il est présent en forte concentration dans les précipités γ'' . Il a été montré que la dureté et la limite élastique de l'alliage augmentent de manière quasi-linéaire avec la teneur en niobium [RIZZ69]. Cependant, une teneur supérieure à 5 % favorise la formation de phases de laves, détériorant les propriétés mécaniques. La proportion importante de niobium comparée à l'aluminium et au titane entraîne la formation des précipités γ'' . Cependant, une trop forte teneur en niobium a tendance à favoriser la formation de carbures et de nitrures [SMIT05]. Le carbone a la faculté de fixer le niobium et de former des précipités de carbure NbC. Ces derniers constituent des sites d'amorçage

privilegiés de fissures de fatigue et diminuent également le taux de niobium dans le reste de l'alliage (principal élément durcissant) **[CONN03]**. La teneur en carbone sera donc limitée au mieux dans l'alliage. Celui utilisé par Safran Aircraft Engines, comparé à l'Inconel PQ (Tableau 1), est plus pauvre en carbone et est légèrement plus riche en moyenne en niobium. Il est donc probable, de par la composition chimique, que l'alliage Safran possède, pour un procédé d'élaboration identique mais mieux raffiné, de meilleures propriétés mécaniques pour un coût plus élevé. D'autres éléments, tels que l'azote, le phosphore, le bore, le soufre ou le magnésium peuvent avoir un effet néfaste sur les propriétés mécaniques de ce matériau **[MITC01]**. Ces mêmes éléments, en très faible quantité, avec un contrôle en particule par millions, peuvent avoir un effet bénéfique. Par exemple la présence de bore (0,011 % massique) ou de phosphore (0,022 % massique) améliorent les propriétés mécaniques en fluage et en fatigue **[LIU99, SUN98]**(cf. Figure B-1).

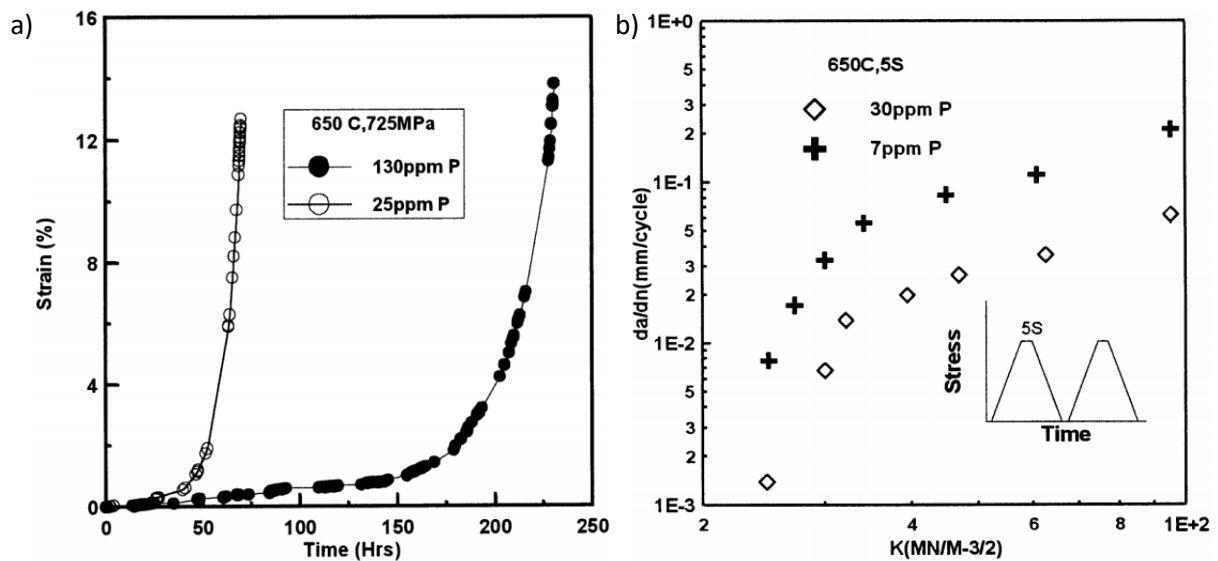


Figure B-1 : Effet du phosphore sur a) les propriétés en fluage à 650°C et 725 MPa de contrainte appliquée et sur b) les vitesses de propagation de fissures en fatigue **[LIU99]**

B.1.1.b. Microstructure

La microstructure de l'Inconel 718 est complexe et variée. De nombreuses phases existent, pouvant se répartir en diverses fractions volumiques, taille, agencement ou morphologie, qui contrôlent les différentes propriétés mécaniques. Les trois principales phases de l'Inconel 718 sont la matrice γ , et les 2 phases de précipitation, les phases γ' et γ'' . Leur structure cristallographique est présentée sur la Figure B-1.

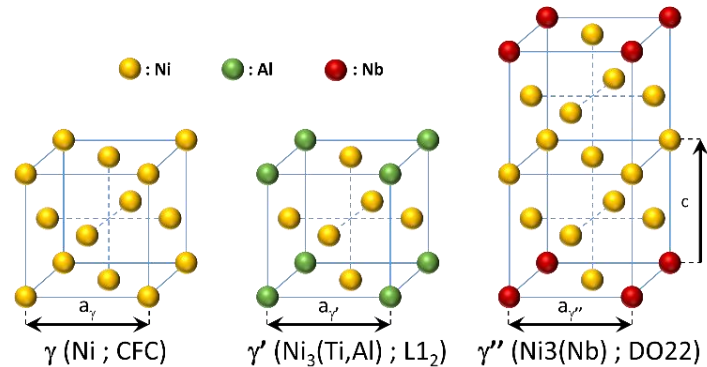


Figure B-2 : Mailles cristallographiques de la matrice γ et des précipités γ' et γ''

La matrice γ de l'Inconel 718 est la solution solide de l'alliage. Cette phase a une structure cubique à faces centrées (CFC) désordonnée, composée seulement de nickel et ayant un paramètre de maille $a_\gamma = 0,3616 \text{ nm}$ [SUND88]. Cette phase possède 12 systèmes de glissement qui donnent une très bonne ductilité à l'alliage sur une large gamme de température. Des atomes de carbone, d'oxygène ou de nickel peuvent se loger dans les sites interstitiels. Des atomes de fer, de chrome, de niobium ou de molybdène peuvent se substituer aux atomes de nickel dans la matrice. De plus, c'est en son sein que les différentes autres phases vont précipiter.

La phase γ' est une forme de précipité dans la matrice γ . Cette phase est de type cubique à faces centrées (CFC). Sa composition est du type $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$. Cette phase est ordonnée de type L_{12} et cohérente à la matrice γ , bien que la différence de leur paramètre de maille soit suffisante pour générer de faibles contraintes de cohérence. Son paramètre de maille est $a_{\gamma'} = 0,362 \text{ nm}$ [SUND88]. Cette phase se présente sous la forme de précipités sphériques à 650°C dont le diamètre est compris entre 20 nm et 60 nm [TERO11] (Figure B-3). La fraction volumique de la phase γ' se situe entre 3 et 5% et le rapport, en volume, entre la phase γ' et γ'' dans l'Inconel 718DA est de l'ordre de $\frac{1}{4}$. C'est une des raisons pour laquelle la phase γ' contribue moins au durcissement que la phase γ'' [FAYM87]. Cependant, contrairement à cette dernière, la phase γ' reste stable à haute température.

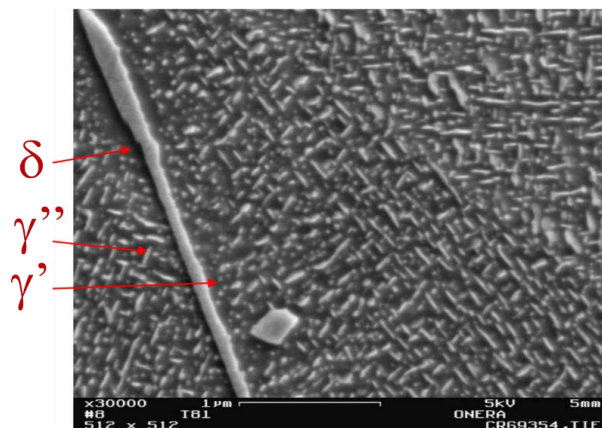


Figure B-3 : Image au MEB (Microscopie à Balayage Electronique) des différentes phases [BOUR15]

La phase γ'' est une phase précipitée dans la matrice γ . Cette phase a une structure quadratique centrée de type DO_{22} ordonnée. Sa composition est $\text{Ni}_3(\text{Nb ou Ti, Al, Ta})$. Cette phase est

cohérente suivant deux directions cristallographiques dont le paramètre de maille est $a_{\gamma''} = 0.3624$ nm et incohérente sur la dernière dont le paramètre de maille est $c = 0,7046$ nm [ALEX04]. La phase γ'' précipite à 830°C sous forme de disque mince dont le diamètre peut varier de 20 nm [MARI14] (cf. Figure B-5a) à 60 nm [GAO96] (cf. Figure B-4). Ces disques peuvent prendre trois orientations possibles au sein de la matrice γ . La phase γ'' est la cause principale du durcissement et sa fraction volumique varie de 5% à 10% [NIAN10] (Figure B-4). De plus, la phase γ'' est métastable et peut se dégrader en phase δ lors de maintiens prolongés au-delà de 700°C [MARI14] ou à partir de 600°C si le maintien en température est couplé à une sollicitation mécanique [BOUR15], même si les températures restent inférieures à la température de solvus qui est de 920°C. La Figure B-5b, présentant une micrographie de l'Inconel 718DA après un traitement thermique de 700°C pendant 1000 h, illustre ce phénomène [MARI14].

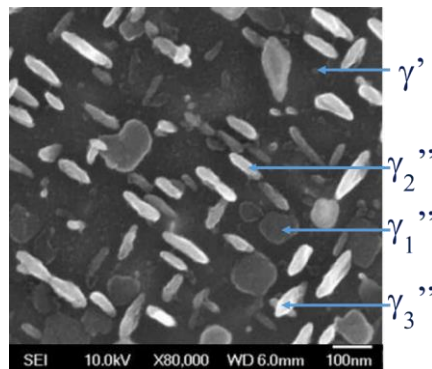


Figure B-4 : Les différentes orientations de la phase γ'' (γ''_1 , γ''_2 , γ''_3) [NIAN10]

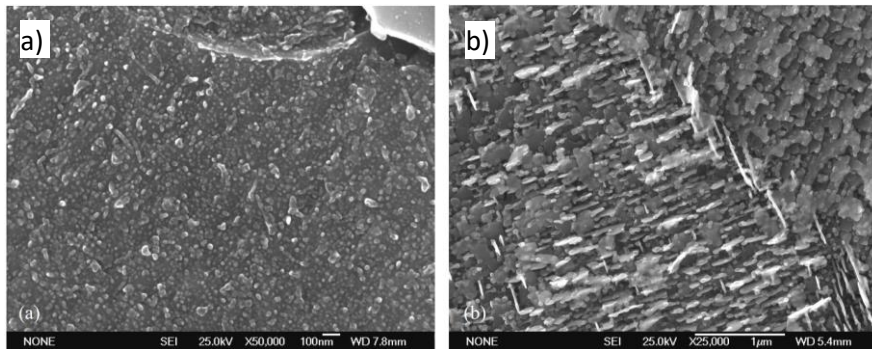


Figure B-5 : Observation au MEB-FEG (électrons secondaires) de la phase γ'' de l'Inconel 718DA a) avant et b) après traitement thermique de 1000 h à 700°C [MARI14]

La phase δ est la forme stable des précipités γ'' . Elle a donc la même composition que cette dernière. Sa structure est orthorhombique DO_8 ordonnée (Figure B-6b) dont les paramètres a , b et c sont respectivement 0,5141, 0,4231 et 0,4534 nm [SUND88]. Cette phase est incohérente avec la matrice γ et elle précipite sous forme globulaire ou aciculaire en fonction du taux de niobium (Figure B-6a) à sa température de solvus qui se situe entre 970°C et 1030°C [AZAD04, NIAN10]. La fraction volumique de cette phase est comprise entre 0 et 5% [BREH00, FAYM87, GOUL13]. Les aiguilles ont une longueur de l'ordre de 100 nm et les globules ont un diamètre de 1 à 2 μm et une épaisseur comprise entre 200 et 300 nm. Cette phase précipite au niveau des joints de grains et peut donc être utilisée pour contrôler la taille des grains. Le solvus de la phase γ est supérieur au solvus de la phase δ . La phase δ se forme donc plus tôt que la phase γ . Cela permet d'arrêter la croissance des joints de grains et donc de contrôler la taille de la microstructure ce qui améliore la tenue en fatigue. De plus, ces formations freinent les glissements des joints de grains à haute température. Cependant, la phase δ fragilise l'alliage si elle est trop présente [SMIT05] ou que les précipités coalescent [CONN03].

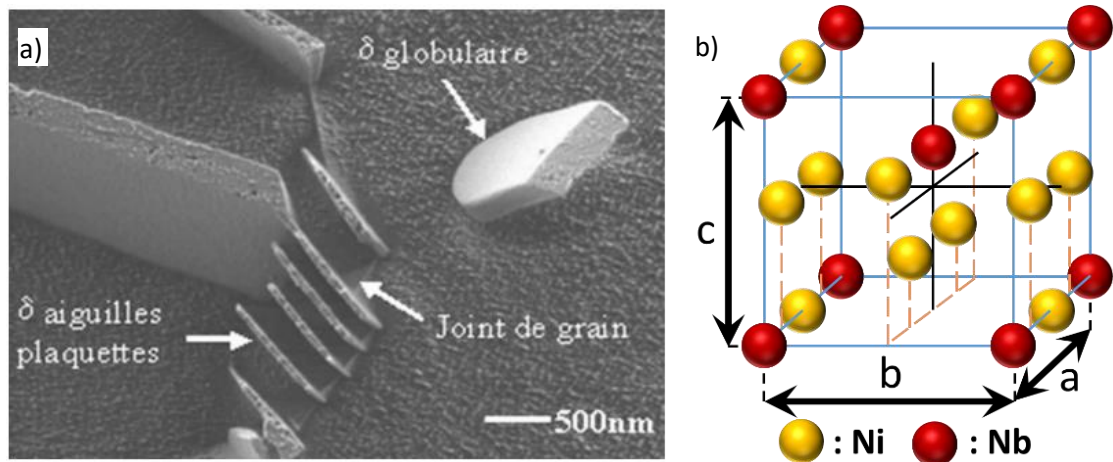


Figure B-6 : a) Les différentes formes de la phase δ [PONN01] et b) sa maille [SUND88]

La morphologie compacte $\gamma' + \gamma''$: Cette morphologie apparaît si et seulement si le rapport (Ti+Al)/Nb est compris entre 0,9 et 1 (en % atomique) et après l'application d'un traitement thermique adéquat [COZA73]. Cette morphologie est issue de la germination des précipités γ'' sur les 6 faces d'un précipité γ' (Figure B-7). Elle est très stable à haute température mais les propriétés mécaniques sont inférieures à celle d'un alliage conventionnel. Les précipités γ'' , agglomérés autour du précipité γ' , jouent le rôle de barrière de diffusion et ralentissent la coalescence des dislocations ainsi que la dissolution du précipité γ' .

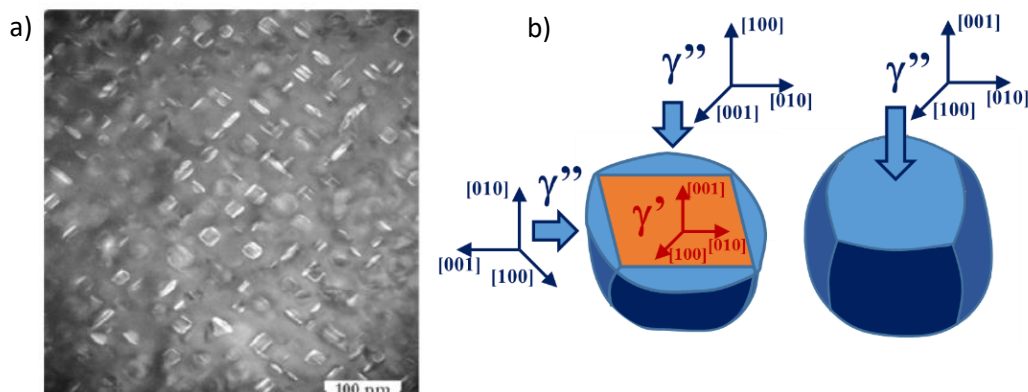


Figure B-7 : Morphologie compacte $\gamma' + \gamma''$; a) [HE98]; b) [PONN01]

Les carbures de niobium (NbC), les carbures et les nitrures de titane (TiC, TiN) : les carbures sont des inclusions globulaires et les nitrures des inclusions cubiques. Leurs diamètres/arrêtes sont compris entre 5 et 15 μm [GAO97] (Figure B-8). Les carbures précipitent à des températures supérieures à 1250°C, tandis que les nitrures précipitent à des températures supérieures à 1450°C.

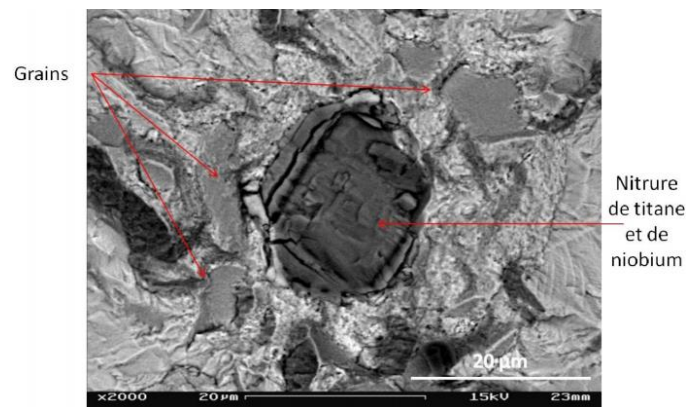


Figure B-8 : Nitrures de titane et de niobium [GOUL13]

L'ordre de formation des différentes phases au cours du refroidissement de l'Inconel 718DA est résumé en Figure B-9. Les températures de formation des phases restent étroitement liées aux teneurs des différents éléments de composition de l'alliage et sont donc sujettes à évolution lorsque l'écart aux teneurs moyennes devient assez important. Par exemple, pour $(Al + Ti)/Nb > 0,8$, les précipités γ' se forment avant les précipités γ'' [COZA73]. De plus, les propriétés mécaniques dépendent très fortement des traitements thermiques appliqués. Le diagramme TTT de l'alliage est présenté en Figure B-10.

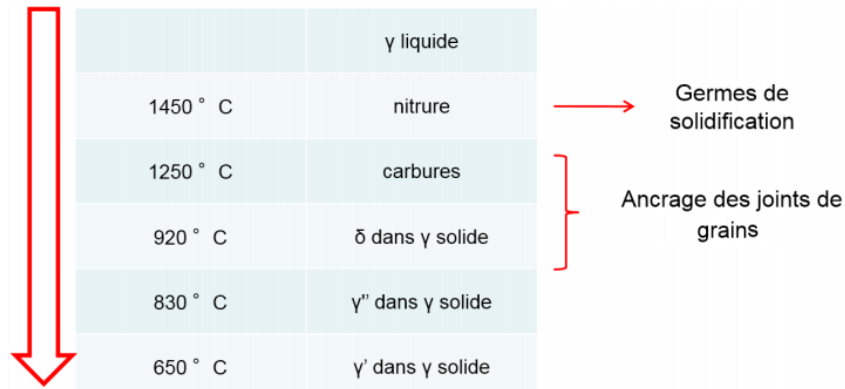


Figure B-9 : Ordre de formation des différentes phases [BOUR15]

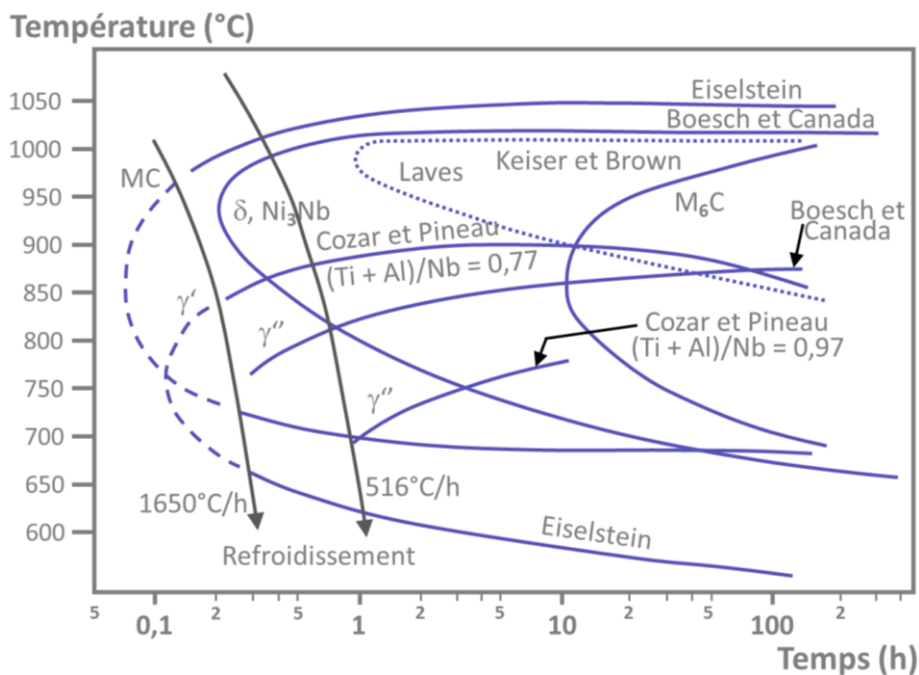


Figure B-10 : Diagramme TTT de l'Inconel 718 [SIMS87]

La Figure B-11 récapitule les tailles relatives les unes par rapport aux autres des différents précipités [GOUL13] pour le superalliage Inconel 718DA. Il est important de rappeler que la composition chimique initiale et les traitements thermiques influencent grandement la fraction volumique, la taille ainsi que la morphologie des différentes phases.

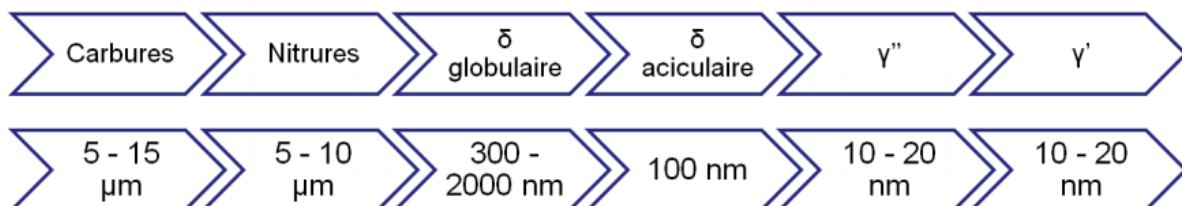


Figure B-11 : Tailles des différentes phases [GOUL13]

B.1.1.c. Transformation de phase γ'' en phase δ

La germination de la phase δ est fonction de la température. Elle se produit sur des sites préférentiels et de manière hétérogène pour une température supérieure à 950°C et sous l'application d'un chargement mécanique, la phase δ va principalement germer sur les dislocations [SLAM97] ; [SUND88, WEI14]. Pour une température comprise entre 900 et 950°C, la phase δ germe sur les dislocations, les joints de grains et les joints de macles, tandis que pour une température inférieure à 900°C, la germination se produit majoritairement au niveau des défauts d'empilement au sein de la phase γ'' [NIAN10, SUND88, WEI14]. Cette germination de la phase δ commence aux joints de grains et joints de macle puis il y a formation de précipités δ intragranulaires à partir des défauts d'empilement au sein des précipités γ'' générés par le passage de dislocations [NIAN10, SUND88, WEI14]. En effet, les précipités de phase δ sont majoritairement observés dans les plans compacts de la matrice {111} dans lesquels se déplacent les dislocations.

La composition des phases δ et γ'' étant très proche leurs proportions sont liées. En effet, si la proportion de l'un croît, c'est au détriment de l'autre [DESV94, NIAN10]. Ce phénomène peut être observé au Microscope Electronique à Balayage (MEB), comme l'illustre la Figure B-12a [TERO11] et la Figure B-12b₁ [MARI14], où des zones de déplétion en précipité γ'' sont mises en évidence autour des précipités δ . Ce phénomène peut être accentué lors du vieillissement, comme le montre la Figure B-12b₂. Pendant un recuit, pour une température supérieure à 650°C, les précipités γ'' , métastables, se stabilisent en se transformant en phase δ qui est plus stable thermodynamiquement [SLAM00], comme l'illustre la Figure B-12b₂. Plus la durée de recuit est importante, plus la fraction de γ'' transformé en δ augmente. De plus, il n'est pas possible d'avoir une phase γ'' stable pour un taux de niobium supérieur à 3,5% dans des alliages Ni-V-Nb [SING03].

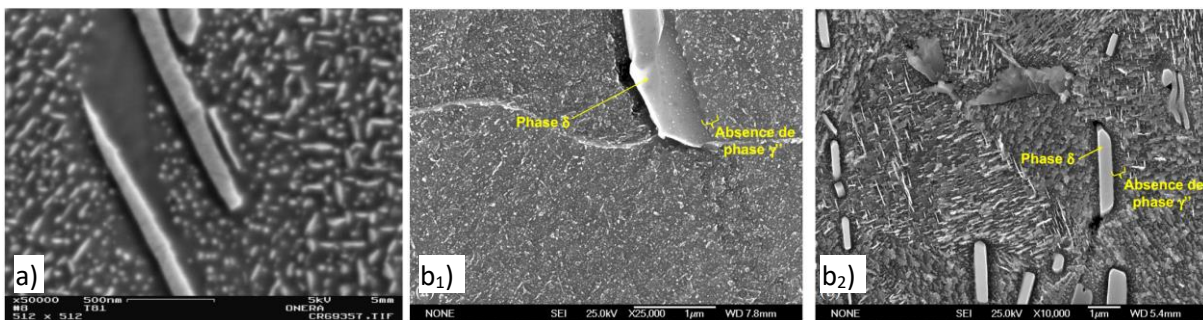


Figure B-12 : a) Zone de déplétion en γ'' autour de précipités δ aciculaires [TERO11] & b) Absence de la phase γ'' dans une zone proche de la phase δ dans l'Inconel 718DA b₁) avant et b₂) après traitement thermique de 1000 h à 700°C [MARI14].

La température et la durée d'exposition ne sont pas les seules responsables de la stabilisation de la phase γ'' en phase δ . La fraction volumique de la phase δ augmente avec l'augmentation de la déformation. Cette évolution est décrite par une loi de type Johnson – Mehl – Avrami [LIU99, WEI14].

$$X_d = 1 - \exp(-B \cdot t^n) \quad (1.1)$$

Avec : X_d la fraction volumique de précipités δ / B et n paramètres dépendants de la vitesse de croissance.

B.1.2. Elaboration, mise en forme et traitement thermique

B.1.2.a. *Elaboration de l'alliage*

Le superalliage Inconel 718DA tire une part non négligeable de ses propriétés mécaniques des opérations de mise en forme [ALEX04]. Les éprouvettes testées seront prélevées dans un disque de turbine. Dans cette partie, les différentes étapes permettant l'élaboration d'un disque de turbine seront détaillées. L'élaboration du matériau est réalisée par triple fusion VIM-ESR-VAR (cf. Figure B-13).

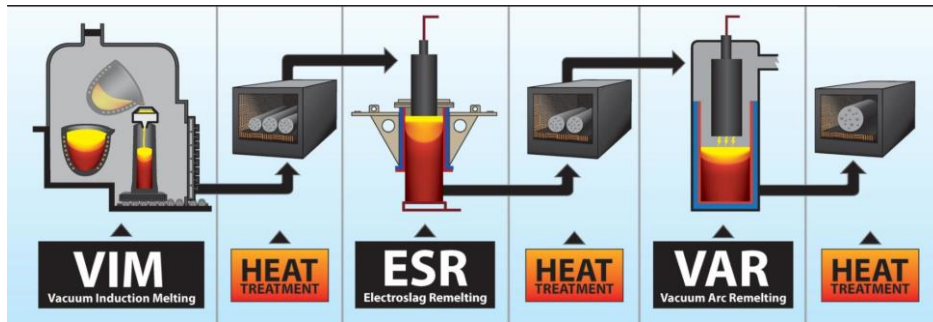


Figure B-13 : Schéma de principe des différentes méthodes d'élaboration utilisées pour la fabrication de l'Inconel 718

La première étape, le processus VIM (Vacuum Induction Melting) est une fusion en creuset d'une capacité maximale de 20000 tonnes/an. Pour des masses plus importantes, des processus de type BEST (Böhler Electro Slag Topping) ou TREST (Terni Refractory Electro Slag Topping) sont à privilégier. L'objectif est de créer des électrodes à partir du matériau afin de le préparer aux procédés de fonderie qui suivent. C'est à cette étape que la composition de l'alliage est ajustée, à l'aide des contrôles de composition dans le bain de fusion, aux impuretés près. L'alliage est maintenu à l'état liquide pour éliminer progressivement les composés volatiles tels que le plomb ou le magnésium.

Ensuite, ces électrodes composées du matériau sont refondues sous laitier conducteur grâce au processus ESR (Electro Slag Remelting) (cf. Figure B-14 c et d). L'objectif est de purifier la composition chimique en enlevant les éléments non voulus, tel le soufre [SCHO15], et de réduire les ségrégations et le nombre d'inclusions [ALEX04]. Enfin, les électrodes subissent une refusion à l'arc sous vide grâce au procédé VAR (Vacuum Arc Remelting) (cf. Figure B-14 a et b). Ce procédé réduit la quantité d'oxygène, d'hydrogène et d'azote [SCHO15], ainsi que le nombre d'inclusions, retassures ou autres anomalies microstructurales [ALEX04].

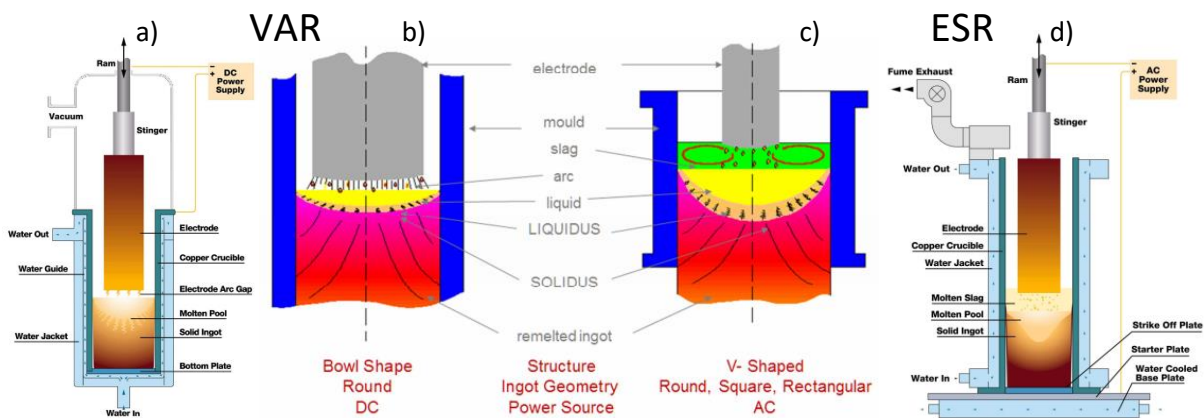


Figure B-14 : Schématisation des procédés a) VAR et b) ESR [INNO00] ainsi que leurs processus de refonte respectifs c) et d) [SCHO15]

B.1.2.b. Mise en forme de l'alliage

Après son élaboration, c'est l'étape de forgeage qui conditionnera les propriétés d'emploi de l'alliage. En effet, cette opération, qui est responsable de la taille de grain, de l'écroissage résiduel ainsi que du fibrage, influence directement les propriétés mécaniques de l'Inconel 718. Ainsi, maîtriser le procédé d'élaboration permet d'adapter la microstructure à la sollicitation locale. En effet, par exemple, le rapprochement des fibres dans les zones fortement déformées favorisera l'apparition d'amas de carbure, qui sont eux même des sites privilégiés pour l'amorçage de fissure de fatigue [CONN03]. Plus la réduction de section réalisée est importante, plus ces amas de carbure seront présents. Ainsi, ces derniers seront plus critiques dans des disques de turbine de petites tailles, tels que ceux développés pour les hélicoptères, plutôt que dans des disques de turbine plus larges présents dans les turbines d'avions civils.

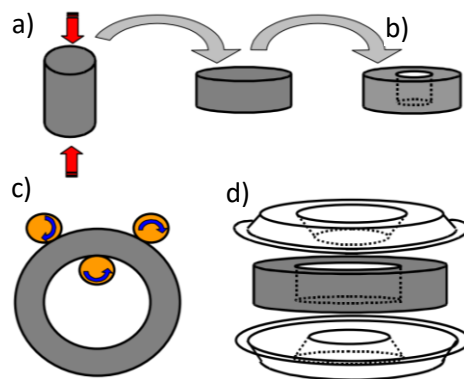


Figure B-15 : Illustration des différentes étapes de forgeage : a) écrasement de la billette initiale, b) débouchage, c) laminage circulaire et d) matriçage [ALEX04]

Dans le cas d'un disque de turbine en Inconel 718, Trempe puis Revenu (TR) ou Direct Aged (DA), le forgeage comporte quatre étapes principales (cf. Figure B-15). La billette initiale commence par être écrasée. La galette formée est alors débouchée. La pièce est ensuite laminée afin d'obtenir les diamètres extérieur et intérieur désirés. Enfin, la pièce subit un matriçage pour atteindre sa forme finale.

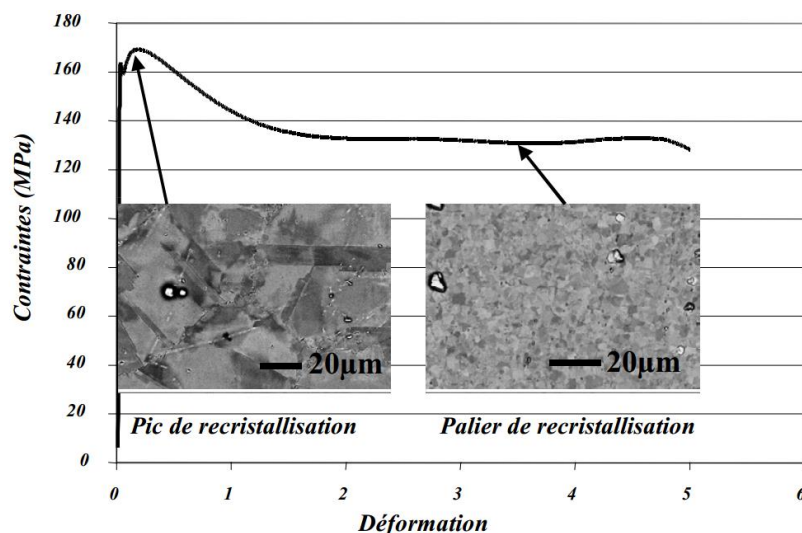


Figure B-16 : Observation de la recrystallisation lors d'un essai de torsion pour une vitesse de déformation de $0,039 \text{ s}^{-1}$ et une température de 985°C [CORRO2]

Grâce à ce forgeage, une recrystallisation se produit. Une germination au niveau du pic de recrystallisation est d'abord observée puis la croissance de nouveaux grains a lieu, comme l'illustre la Figure B-16. En fin de palier de recrystallisation, la taille de la microstructure est de l'ordre de $150 \mu\text{m}$. Lors du forgeage, la température, la vitesse, le niveau de déformation ainsi que le niveau de contrainte

sont, entre autres, des paramètres dont dépendra la taille finale des grains [ZHOU95]. La Figure B-17 présente les effets de la vitesse de déformation, de la contrainte finale et de la température sur la taille des grains. La Figure B-17a montre que, pour une même contrainte, plus les vitesses de déformation sont faibles, plus la microstructure sera fine. De plus, la Figure B-17b présente des grains plus petits pour une température de forgeage plus faible.

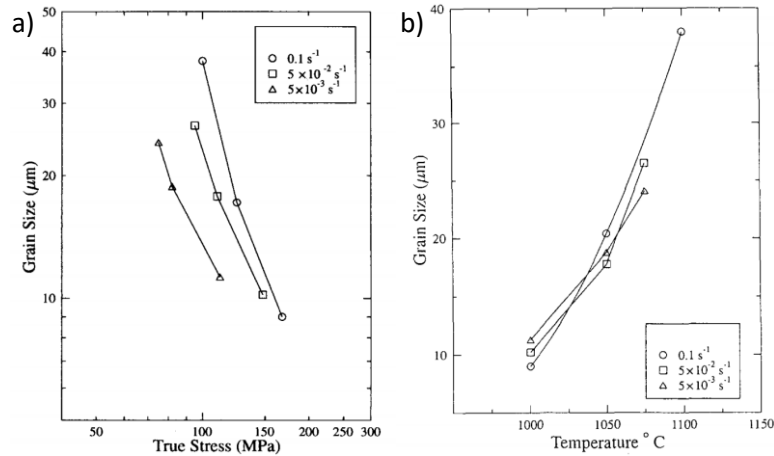


Figure B-17 : Pour différentes vitesses de déformation, effet a) de la contrainte à 70% de déformation et b) de la température de forgeage sur la taille des grains [ZHOU95]

Abaisser la température de forgeage est la méthode la plus efficace pour affiner la microstructure. Toutefois, cet abaissement de la température s'accompagne d'une augmentation de la contrainte résiduelle, visible sur la Figure B-17a. Par exemple, à vitesse de déformation identique, la diminution de 40 μm à 8 μm de la taille des grains augmente la contrainte de 75%. La production des pièces peut donc alors poser problème en raison de la capacité, ou non, des outils de production à supporter de telles contraintes.

Pour pallier ce problème, plutôt que de forger la pièce en une fois, des forgeages successifs sont appliqués. Une microstructure fine est alors obtenue tout en limitant les risques de formation de criques aussi bien sur les outils que sur les pièces. L'abaissement de la température du dernier forgeage est une des solutions pour encore affiner la microstructure [CORRO2] (cf. Figure B-18). Une structure aussi fine, combinée à un vieillissement direct, permet d'obtenir des contraintes résiduelles de compression et ainsi d'augmenter la limite d'élasticité. Pour l'Inconel 718 à grains fins, le domaine de superplasticité est compris entre 920 $^{\circ}\text{C}$ et 960 $^{\circ}\text{C}$ et avec des vitesses de déformation comprises entre 6,1 et 12.10 $^{-4} \text{ s}^{-1}$ [XLHR03].

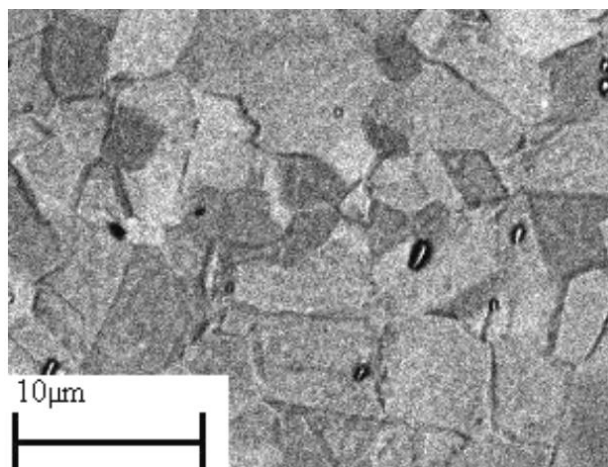


Figure B-18 : Microstructure obtenue après un essai de torsion à $\epsilon = 40\% + 50\%$ à 985 $^{\circ}\text{C}$ +180% à 970 $^{\circ}\text{C}$ [CORRO2]

B.1.2.c. Traitements thermiques

Les traitements thermiques interviennent après les étapes de mise en forme. Ils ont pour objectif de contrôler la microstructure afin d'obtenir les propriétés mécaniques désirées, notamment en contrôlant et ajustant la répartition, la morphologie et la taille de grain [MONS96]. La température de mise en solution, la vitesse de chauffe, de refroidissement ainsi que la durée et la température de maintien sont les paramètres importants du traitement thermique (Figure B-19).

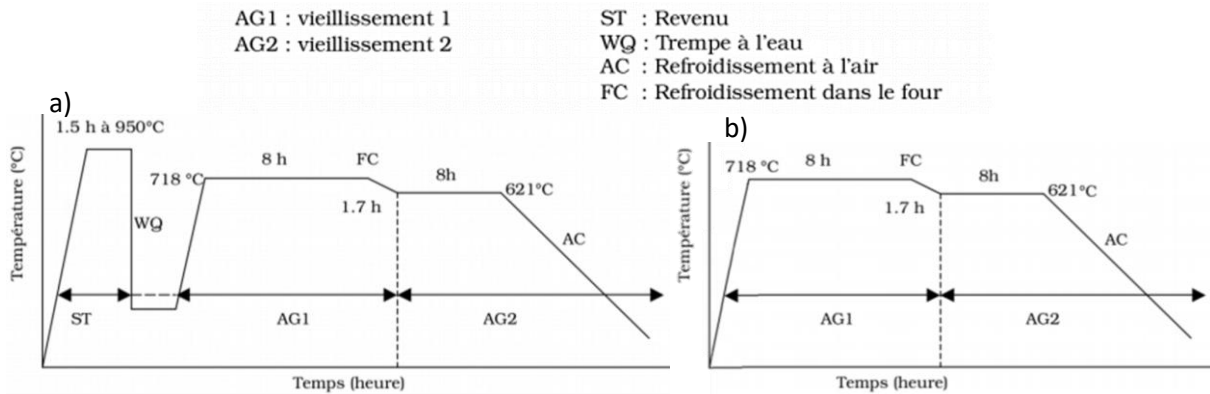


Figure B-19 : Traitements thermiques de l'Inconel 718 a) TR et b) DA [ZEMZ07]

Le traitement standard de l'Inconel 718 est le traitement Trempe Revenu (TR). Il consiste en une mise en solution à 955°C. Cette température permet à la phase δ d'être présente et limite la croissance des grains. La mise en solution est suivie d'une hypertrempe à l'eau (trempe si rapide qu'il n'y a pas formation d'une seconde phase (cf. β sur le diagramme TRC ; Figure B-20). Deux revenus successifs sont ensuite appliqués à 720°C puis 620°C pendant 8h avec une vitesse de refroidissement contrôlée de 50°C/h entre les deux revenus (Figure B-19a).

La première étape du traitement thermique TR est la mise en solution subsolvus. Celle-ci permet la dissolution de la totalité des précipités de la phase δ . Ainsi, par restauration des dislocations, il y a relaxation des contraintes résiduelles héritées des étapes de mise en forme.

La phase δ sert d'obstacle à la croissance des grains en ancrant mécaniquement les joints de grains [COST05]. Les précipités de phase δ dissous lors du passage subsolvus ne peuvent plus jouer leur rôle d'obstacle. Il en résulte une microstructure homogène avec une taille de grains importante (supérieure à 20 μm) et une densité de dislocations très faible.

Le traitement thermique dit « Direct Aged » (DA) se différencie en supprimant l'étape de mise en solution à 980°C (Figure B-19b). Ce traitement thermique consiste donc en un « revenu direct » après forgeage. Il permet ainsi de conserver l'écrouissage induit par ce procédé. Une microstructure plus fine, de 5 à 10 μm est alors obtenue, alors que la mise en solution conduit à une taille supérieure à 20 μm . De plus, la densité de dislocations associée à l'écrouissage résiduel génère des obstacles au mouvement des dislocations, augmentant ainsi la résistance de ce matériau.

Les deux vieillissements permettent de contrôler la précipitation des phases durcissantes. Les températures optimales de maintien des deux revenus sont 720°C pour le premier revenu et 620°C pour le second [WANG04]. Ces températures permettent d'obtenir une proportion homogène et maximale de précipités γ' et γ'' tout en minimisant la proportion de précipités δ .

Les domaines de précipitation des différentes phases sont présentés sur le diagramme TRC (Transformations en Refroidissement Continu) de la Figure B-20 [SLAM97]. Pour des vitesses de refroidissement inférieures à 5°C/s, il y a précipitation de la phase γ'' et celle-ci est d'autant plus abondante que la vitesse de refroidissement est faible. Actuellement, des vitesses de refroidissement de l'ordre de 50°C/h soit 0,0139°C/s sont employées dans les traitements thermiques industriels. En

outre, leur étude montre qu'il y a précipitation de la phase γ'' lors du premier revenu puis précipitation de la phase γ' lors du second revenu [SLAM97].

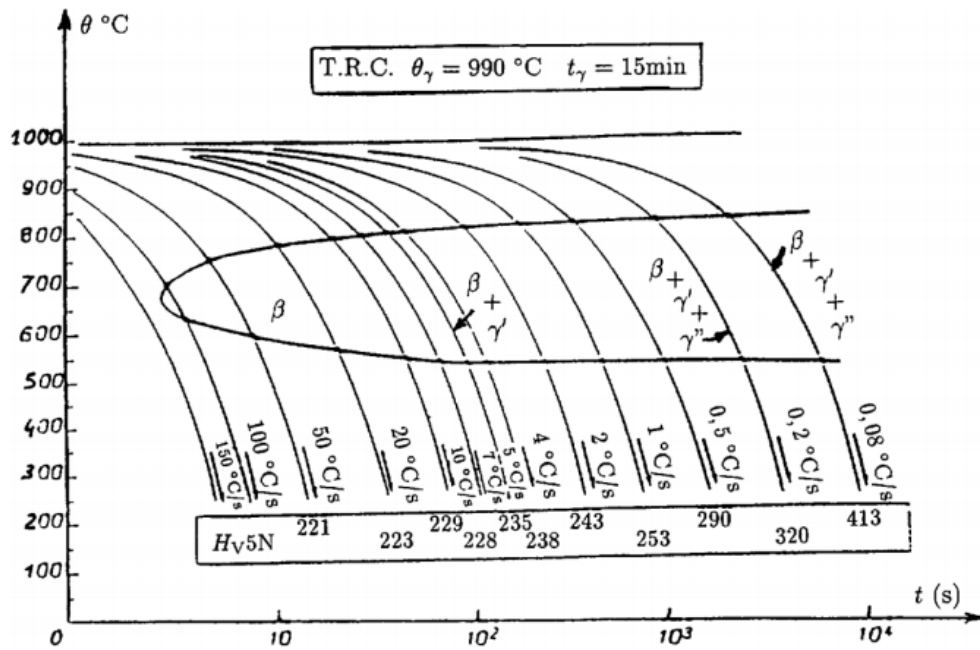


Figure B-20 : Diagramme TRC avec la phase nommée β correspondant à la phase δ [SLAM97]

Dans l'étude présentée ici, l'Inconel 718 avec le traitement thermique DA est utilisé. Au final, la procédure de forgeage combinée au traitement thermique Direct Aged donne une microstructure fine avec la présence d'écroutissage résiduel. La limite d'élasticité est alors augmentée [FAYM87].

B.2. Comportement mécanique

Cette partie s'intéresse aux différentes caractéristiques mécaniques macroscopiques de l'Inconel 718DA. Les paramètres qui influencent les propriétés mécaniques seront ensuite traités. Les propriétés en traction et en fluage seront tout d'abord abordées puis le comportement en fatigue, pour lequel une attention toute particulière sera portée.

B.2.1. Traction

L'Inconel 718 TR possède de très bonnes propriétés mécaniques à température moyenne (jusqu'à 400°C) qui se dégradent rapidement à haute température. L'évolution des propriétés de traction en fonction de la température est présentée sur la Figure B-21. Cet alliage possède un allongement à rupture proche de 20% avec une limite d'élasticité supérieure à 1000 MPa pour toute température inférieure à 700°C. Ces propriétés mécaniques restent en outre stables jusqu'à 600°C. Au-delà, les propriétés se dégradent rapidement. Le domaine de super-élasticité apparaît pour une température supérieure à 1000°C, visible sur la même figure.

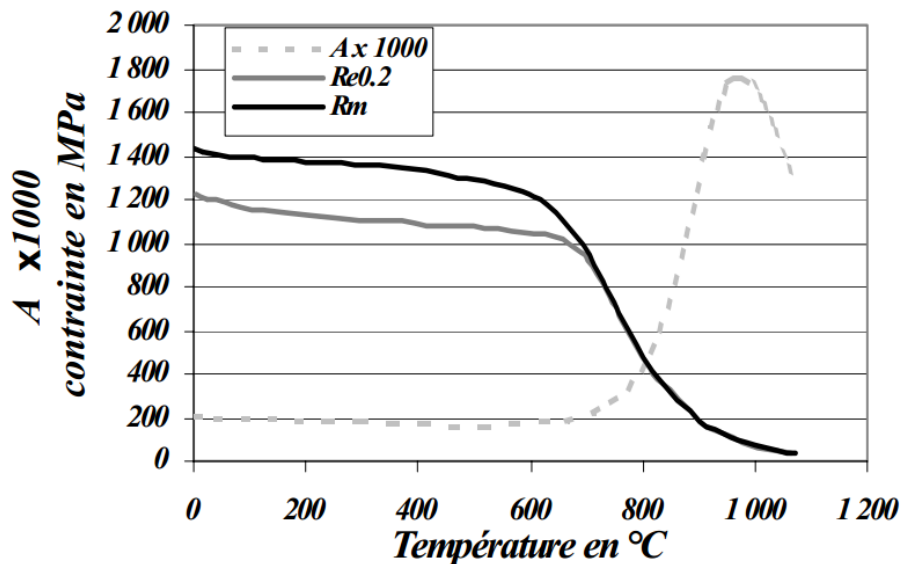


Figure B-21 : Evolution des propriétés mécaniques en traction en fonction de la température pour le superalliage Inconel 718TR [AMS01]

Le traitement thermique DA augmente significativement le niveau de la limite d'élasticité pour toutes les températures comparées au traitement thermique TR. Le gain, dû à une faible taille de grains et à l'écroutissage résiduel généré par le forgeage, est d'environ 20% par rapport à l'état TR et ce, quelle que soit la température [FAYM87]. La Figure B-22 présente les limites à rupture en traction des alliages 718TR, 718DA et de l'alliage René 95 (obtenus par Métallurgie Des Poudres, MDP). Cette figure présente la forte contrainte maximale de traction ainsi que la bonne tenue en température du René 95. Sur la même figure, la supériorité du DA au TR, pourtant de même composition chimique, est incontestable sur toute la gamme de température présentée.

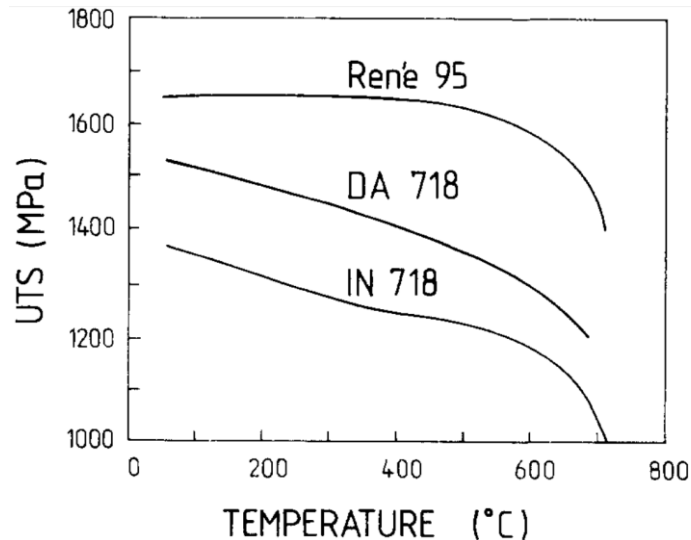
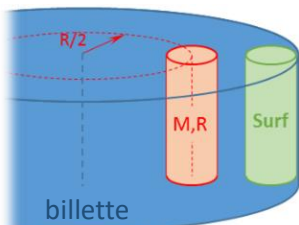


Figure B-22 : Comparaison des limites à rupture en traction en fonction de la température pour les alliages René 95, Inconel 718TR et Inconel 718DA [FAYM87]

La chimie, les traitements thermiques ainsi que l'élaboration et la mise en forme sont à l'origine des performances en traction de l'alliage. Le Tableau 2 compare le comportement en traction de l'Inconel 718 en fonction de son positionnement dans le disque (surface ou à mi-rayon) et du traitement thermique appliqué (TR ou DA). L'alliage DA, avec des grains plus fins de l'ordre de 10 μm , permet d'obtenir des limites d'élasticité (de 9 à 18% de gains) et des limites à rupture plus importantes (de 5 à 10% de gains) que Ce gain est deux fois plus important en surface que dans le demi-rayon. Cette évolution radiale de taille de gains est probablement due à l'écroutissage résiduel plus important en surface qu'il ne l'est en profondeur. Il est intéressant de noter que l'augmentation de la température d'essai ne modifie pas les tendances observées.



	$Re_{0,2}$ (MPa)		Rm (MPa)		A (%)	
	DA	TR	DA	TR	DA	TR
RT						
Surf	1426	1205	1529	1419	18	21
M, R	1302	1164	1440	1378	22	22
260°C						
Surf	1329	1130	1426	1295	16	21
M, R	1191	1082	1337	1247	21	22
650°C						
M, R	1081	992	1212	1116	25	22

Tableau 2 : Tableau récapitulatif des caractéristiques de l'état DA et TR obtenues en traction à différentes températures et pour deux zones de prélèvement dans une billette forgée : M,R pour demi-rayon et en surface [ALEX04]

Enfin, l'environnement sous air est néfaste sur les propriétés en traction en comparaison d'un environnement sous vide. Pour de faibles vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-7} \text{ s}^{-1}$) et à haute température (entre 500 et 600°C), une variation de l'allongement à rupture est observée entre un essai effectué sous air ou sous vide [FOUR01]. De plus, l'environnement est responsable du mécanisme de rupture. En effet, l'observation des facies de rupture montre que la fissure est intergranulaire sous air mais transgranulaire sous vide [FOUR01].

B.2.2. Fluage

L'Inconel 718, en fonction de sa microstructure, peut avoir des comportements très différents en fluage. Le sujet du fluage sera abordé rapidement, n'étant pas directement exploité dans cette étude mais évoqué lors des discussions et perspectives. Cependant, le fluage est présent lors des cycles de services des pièces et ainsi, voir les différents paramètres importants peut être utile pour la compréhension de certains choix, tel que la géométrie de pièces ou le choix de taille de grains, effectués sur la flotte en vol. La Figure B-23 expose le temps nécessaire pour atteindre un allongement de 0,2% à une contrainte donnée, pour 4 états de l'alliage différents : TR, DA, DA vieilli de 5h à 750°C et Damage Tolerance (DT ; vieillissement de 50h à 750°C). La température de fluage de 700°C étant du même ordre que la température de leur traitement thermique, TR et DT deviennent proches du point de vue de la microstructure pour des temps de fluage important. L'alliage DA possède des vitesses de fluage plus importantes que l'alliage TR et DT. De plus, l'alliage DA vieilli à 750°C pendant 5h possède des propriétés encore plus dégradées. Ceci est dû à une densité de dislocation initiale plus importante dans l'alliage DA que dans l'alliage TR ou DT, principalement causée par l'écroutissage résiduel généré lors du forgeage. [DYSO74].

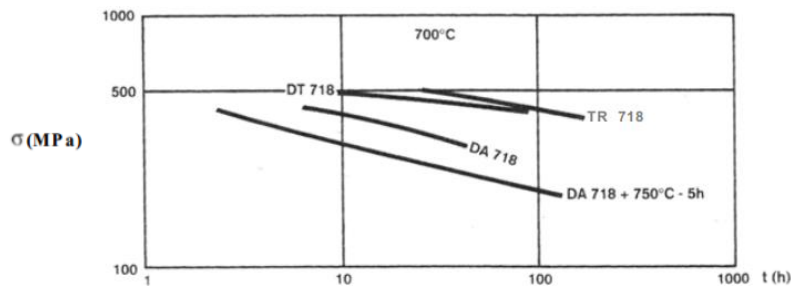
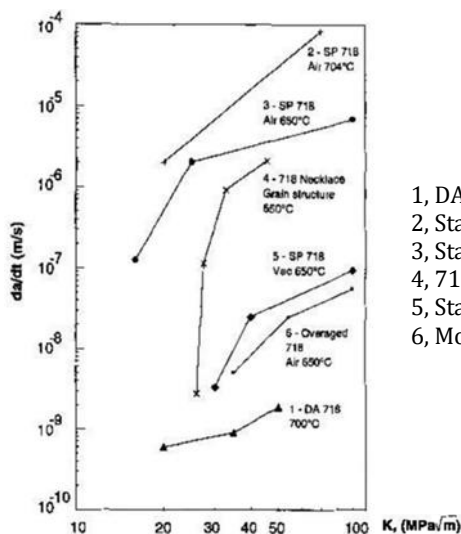


Figure B-23 : Courbes de fluage à 0,2% d'allongement à 700°C de l'alliage 718 TR ; DA (revenu direct) ; DA+surveillance et DT (Damage Tolerance) [GUÉD94]

La Figure B-24 présente l'effet de nombreux paramètres métallurgiques sur la vitesse de propagation de fissure en fluage. Ainsi, les petits grains de l'alliage DA (2 à 8 μm) induisent des vitesses de propagation inférieures aux plus gros grains de la structure TR (20 à 40 μm). La relaxation des contraintes résiduelles plus importantes dans l'alliage DA que dans son homologue TR permettrait d'expliquer ce phénomène. Cet écart est aussi attribuable aux limites d'élasticité différentes [LYN94]. De plus la Figure B-24 présente l'effet de la proportion de la phase δ sur les joints de grains. Il y a deux ordres de grandeurs de différences sur les cinétiques de propagation entre l'Inconel 718TR et l'alliage sur-vieilli. Sur ce point, les différents travaux concordent [GUÉD94, LYNC94, WILS73].



- 1, DA 718 in air 700°C [present work]
- 2, Standard 718 in air at 704°C [13]
- 3, Standard 718 in air at 650°C [14]
- 4, 718 with necklace grain structure in air at 650°C [4]
- 5, Standard 718 in vacuum at 650°C [14]
- 6, Modifier (overaged) 718 in air at 650°C [14]

Figure B-24 : Courbes de fissuration en fluage pour différents traitements thermiques de l'Inconel 718 [LYNC94]

B.2.3. Fatigue

Un élément de structure soumis à un chargement cyclique est susceptible de se rompre à des charges nettement plus faibles que celles nécessaires à sa rupture sous chargement statique. Ces ruptures sous chargement cyclique sont appelées ruptures par fatigue. Il s'agit d'un endommagement progressif du matériau conduisant à la fissuration puis à la rupture. Les ruptures de structures en service résultent d'un phénomène de fatigue 85 à 90% du temps [DEGA07]. La fatigue est insidieuse car elle est progressive mais les résultats n'apparaissent souvent que brutalement avec la rupture, sans signe avant-coureur aisément détectable. La résistance d'une pièce à la fatigue dépend du matériau utilisé, de sa géométrie, de son état de surface, du mode de sollicitation ou encore de l'environnement. Il existe deux types de dimensionnement : Safe Life (durée de vie théoriquement infinie) et Fail Safe (à durée de vie finie et estimée avant mise en service). Pour dimensionner suivant un concept « Safe Life », il faut une absence de fissure ou, si elles existent, que celles-ci ne se propagent pas. Un dimensionnement Fail Safe repose sur le fait que la pièce doit continuer à accomplir son rôle dans le temps voulu et que sa durée de vie soit toujours supérieure à la durée de vie cible. Cette approche est donc couplée à une étude de tolérance au dommage pour garantir que la pièce, même endommagée lors de son utilisation, ne nuit pas à la sécurité. Cette approche nécessite un suivi des fissures à l'aide de contrôles non destructifs (mesure inductive, rayons X, ...). Afin de tester la tenue en fatigue d'un matériau, deux grandes catégories d'essais sont utilisées : les essais effectués à une amplitude de chargement constante ou ceux effectués à une amplitude variable dans le but de se rapprocher au plus près des conditions de service. On se focalisera sur la première catégorie.

B.2.3.a. Comportement cyclique

Un chargement de fatigue avec une sollicitation d'amplitude constante dont la contrainte maximale dépasse la limite d'élasticité est à la fin du domaine dit de la fatigue oligocyclique et s'étend sur la fatigue plastique. Une boucle d'hystérésis est décrite lors de l'essai de fatigue. Les différentes variables de cette boucle, réutilisées par la suite, sont explicitées sur la Figure B-25

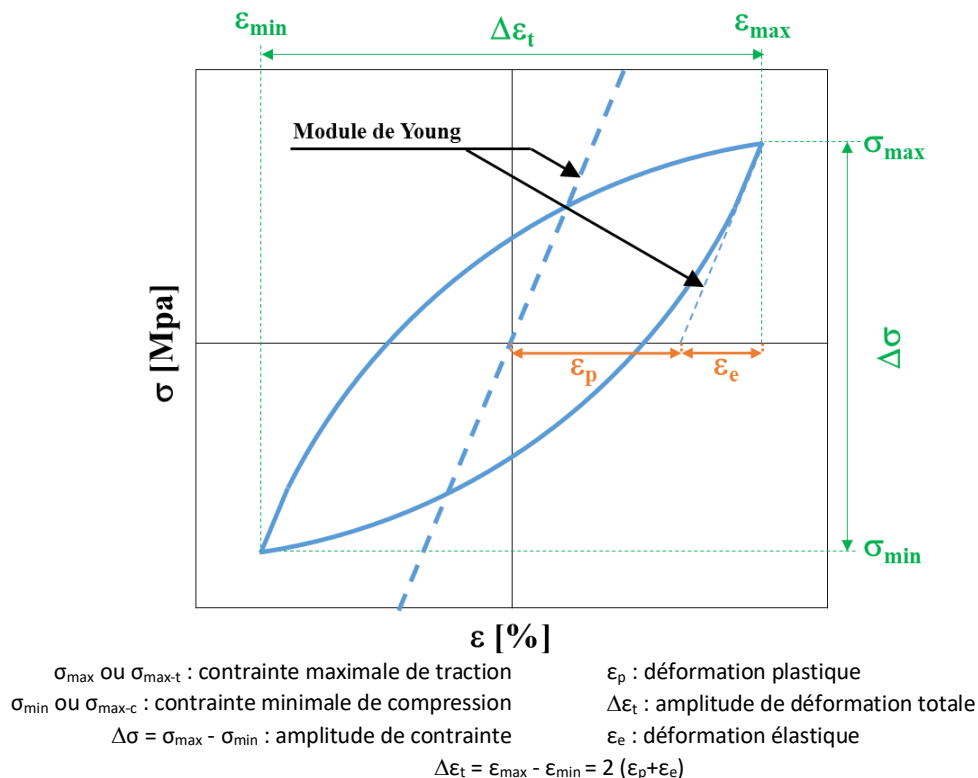


Figure B-25 : Boucle contrainte-déformation sous chargement cyclique et ses paramètres caractéristiques

Deux types de comportement peuvent être observés lors du cyclage : l'adoucissement et le durcissement. L'adoucissement se traduit par une diminution de la résistance du matériau. Si l'essai est effectué en contrainte imposée, une augmentation de l'amplitude de déformation est observée. A l'inverse, s'il est contrôlé en déformation, ce sera une diminution de l'amplitude de contrainte qui sera observée.

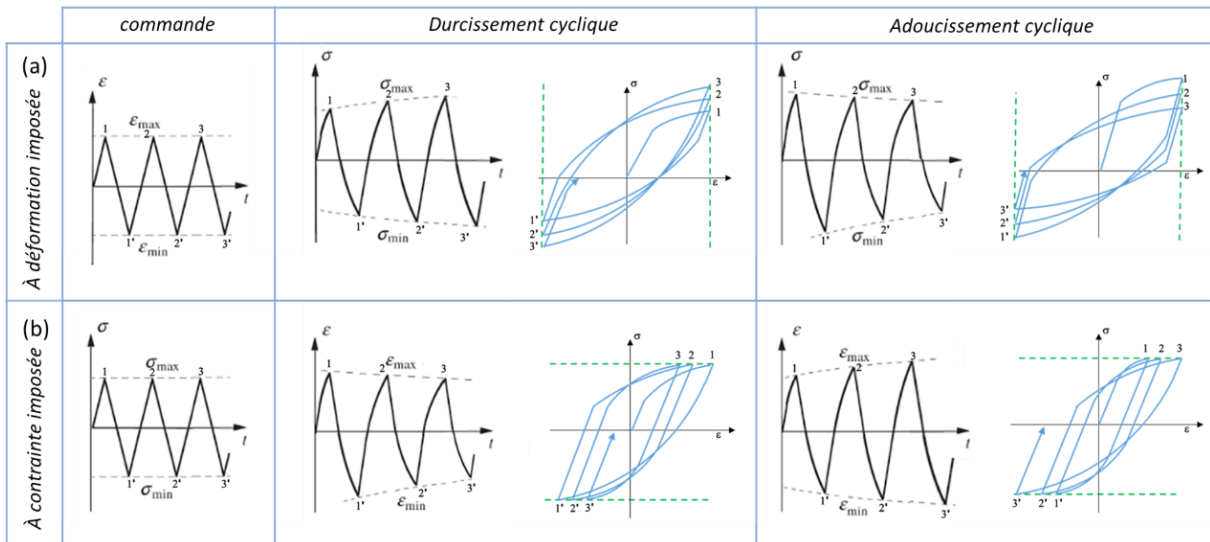


Figure B-26 : Effet du type de chargement sur la réponse cyclique du matériau [DEGA07]

Le durcissement, quant à lui, correspond à une augmentation de la résistance du matériau lors du cyclage. La réponse observée est alors à l'opposé de celle de l'adoucissement, comme le présente la Figure B-26. Généralement, après plusieurs cycles de chargement, la réponse se stabilise, comme l'illustre la Figure B-27. Après un certain temps, la réponse chute de manière brutale, signe qu'une fissure principale a suffisamment propagé et va entraîner la ruine de la pièce.

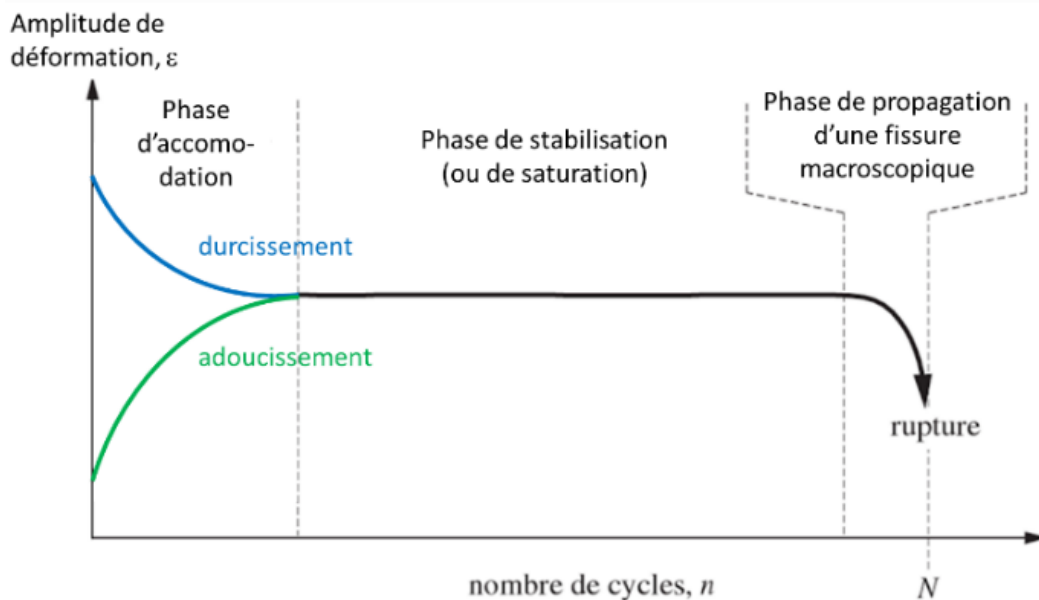


Figure B-27 : Illustration de l'adoucissement et du durcissement cyclique lors d'un essai en contrainte imposée [DEGA07]

A contrainte imposée, l'évolution de ces boucles suit la schématisation présentée en Figure B-26. Une boucle d'hystérésis stabilisée donne les grandeurs définies en Figure B-25. Si la réponse ne se stabilise pas, ces grandeurs seront déterminées conventionnellement. Un exemple souvent utilisé est celui de la boucle d'hystérésis à mi-durée de vie.

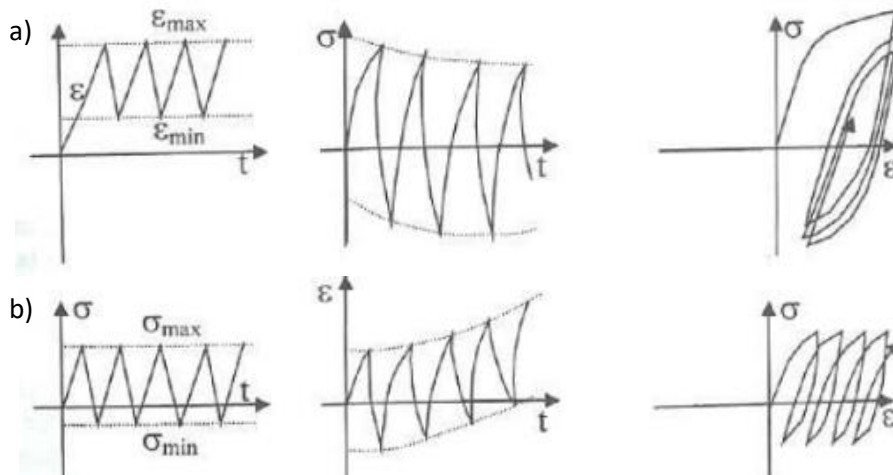


Figure B-28 : Illustration a) de la relaxation de la contrainte moyenne et b) de l'effet de Rochet [DEGA07]

Il existe aussi deux autres types d'évolution qui peuvent se combiner à l'adoucissement ou au durcissement cyclique : la relaxation de la contrainte moyenne et l'effet de Rochet (cf. Figure B-28). En déformation imposée la relaxation de la contrainte moyenne, comme son nom l'indique, tend à faire évoluer la contrainte moyenne vers 0. L'effet de Rochet, quant à lui, correspond à l'accroissement de la déformation de manière progressive sans adaptation.

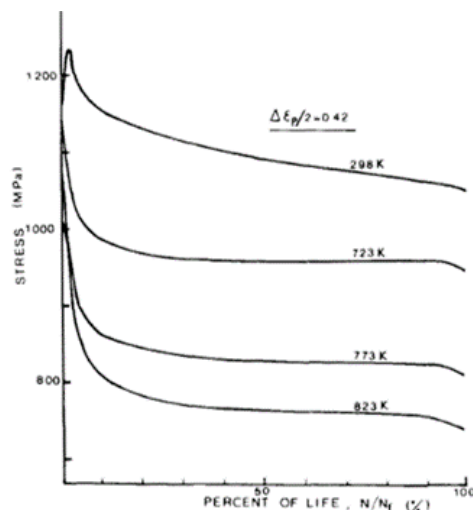


Figure B-29 : Courbes d'adoucissement cyclique de l'Inconel 718 à différentes températures [FOUR77A]

L'Inconel 718, s'adoucit sous une sollicitation cyclique, comme le présente la Figure B-29. Les dislocations ont initialement des difficultés à franchir les précipités γ' et γ'' de cet alliage. Toutefois, une fois ces précipités cisailés (cf. Figure B-30a, à 650°C) par les dislocations, ils deviennent facilement franchissables ce qui conduit à l'adoucissement de l'alliage. La Figure B-30b présente les courbes d'érouissage cyclique et monotone de l'Inconel 718 à différentes températures. Pour une même sollicitation en déformation imposée, la contrainte est bien plus faible à haute température. Cependant, un écart important à 650°C entre les résultats de Ponnelle [PONN01] et Clavel et Pineau [CLAV82] est constaté. Il s'agit d'un effet microstructural dû à l'affinement de la taille des grains des alliages industriels entre 1980 et 2001. En outre, ces courbes ne sont pas obtenues avec le même protocole. Clavel et Pineau les relèvent à mi-durée de vie alors que Ponnelle par fatigue incrémentale à faible nombre de cycles (environ une cinquantaine) c'est-à-dire des boucles de fatigue non stabilisées [ALEX04]. Ainsi, si plusieurs mesures de comportement sont réalisées sur une même éprouvette alors que la déformation continue d'évoluer, une surestimation de la contrainte mesurée est possible pour de faibles déformations. Ces différents éléments peuvent expliquer les écarts constatés.

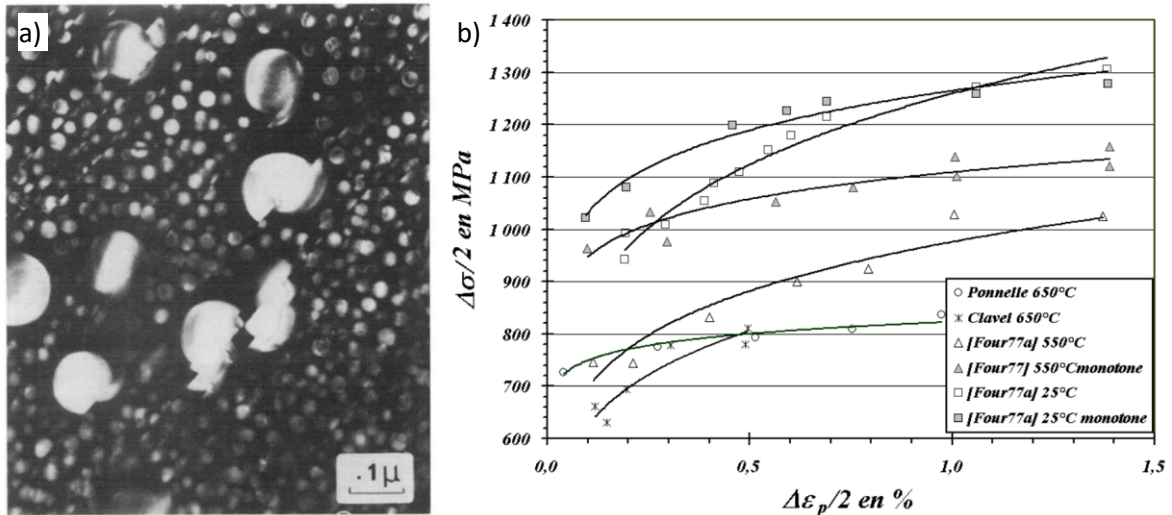


Figure B-30 : a) Cisaillement des précipités γ' , source de l'adoucissement du Waspaloy à 650°C lors d'un essai de fatigue à $\Delta\varepsilon_p/2 = 2.10^{-3}$ [CLAV82] et b) courbes d'écrouissage cyclique et monotone de l'Inconel 718 à différentes températures [ALEX04]

B.2.3.b. Durée de vie en fatigue

L'essai de détermination de la durée de vie peut être mené en contrainte imposée ou en déformation imposée. Deux types de réponses différentes sont alors attendus suivant le type de sollicitation. Comme explicité dans la partie B.2.3.a, la Figure B-31 présente ces deux types de sollicitations. Lors de la recherche de la limite d'endurance, l'approche en contrainte, avec la méthode de l'escalier, est la plus utilisée.

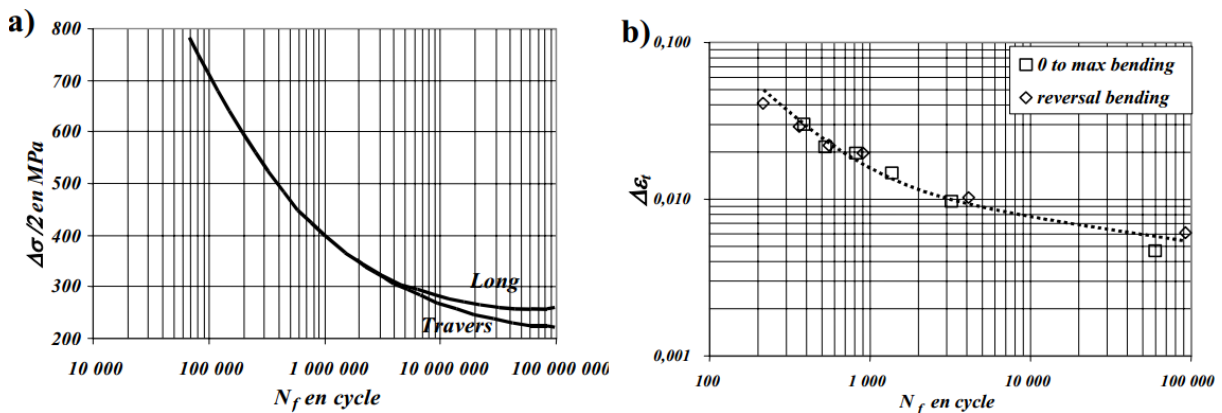


Figure B-31 : a) Courbes d'endurance en flexion plane sur tôle et b) en déformation totale de l'Inconel 718 à $T = 20^\circ\text{C}$ [AMS01]

L'effet du sens de prélèvement dans un disque de turbine pourrait être un facteur influençant la limite d'endurance, comme le présente la Figure B-31a sur des tôles. Dans cet exemple, le sens travers à une limite d'endurance inférieure d'environ 20% par rapport au sens long. Ce phénomène est aussi visible au niveau des vitesses de propagation sur la Figure B-32 pour des essais de fluage et de fatigue-fluage [PÉDR82, PONN01].

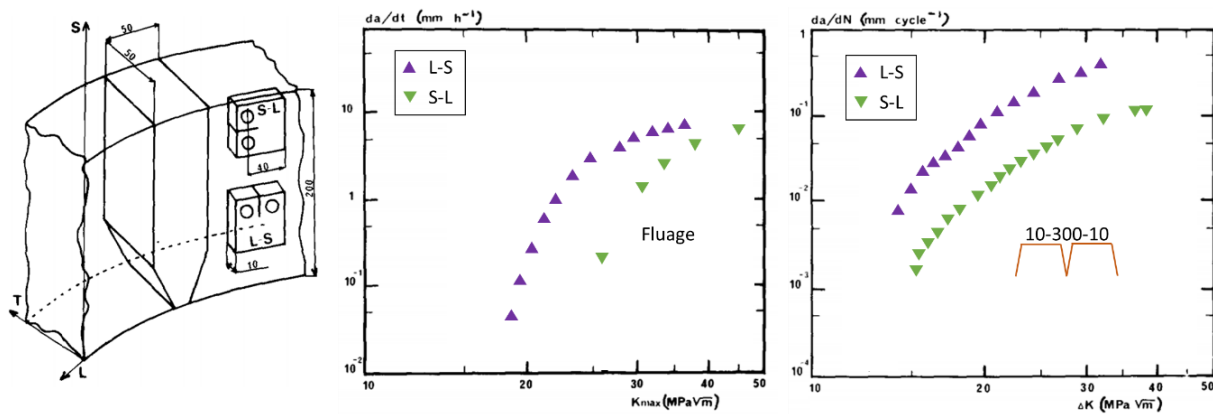


Figure B-32 : Influence du sens de prélèvement en fluage et en fatigue-temps de maintien [PÉDR82]

Le mode d'usinage des pièces influence aussi la tenue en fatigue [FORD97, LIEU03]. Ce phénomène est lié à l'érouissage résiduel, à la rugosité de surface ainsi qu'aux contraintes résiduelles induites par les dits usinages. Le profil de dureté à l'issue de différents modes d'usinage est présenté sur la Figure B-33a. Mettre en parallèle des courbes de dureté et d'endurance de la Figure B-33b, montre que d'autres paramètres interviennent sur la limite d'endurance. Les éprouvettes usinées par des techniques LBM (Laser Beam Machining) conduisent à des performances plus faibles que les autres méthodes d'usinage présentées car ce procédé engendre une forte rugosité. L'usinage par électroérosion (EDM, Electrical Discharge Machining) conduit à une forte dureté superficielle et surtout à une rugosité importante qui viennent diminuer les performances en fatigue. L'estampage (Stamping) est un bon compromis puisqu'il offre une faible rugosité ainsi qu'un léger érouissage en surface. Les meilleures performances en fatigue sont obtenues en effectuant après électroérosion un grenailage fin (EDM/S. P. (Shot Peening)). Ce procédé permet de réduire la rugosité et d'introduire des contraintes résiduelles de compression en surface [FORD97]. L'influence de différents modes d'usinage est aussi visible sur le Tableau 3. Ces méthodes d'usinages sont comparées à la méthode de rectification douce, qui serait un procédé d'usinage idéal, mais extrêmement coûteux en temps.

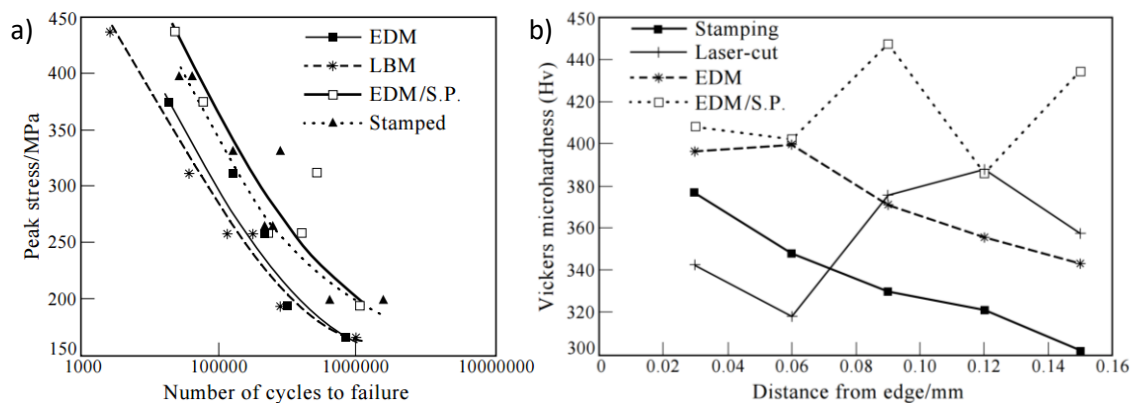


Figure B-33 : a) Effet du mode d'usinage sur la durée de vie en fatigue à 20°C et b) la dureté de la couche superficielle de l'alliage Inconel 718 [FORD97]

Opération d'usinage	σ_D (à 2.10^7 cycles) en MPa	$\sigma_D / \sigma_{D(\text{rectif})}$
Rectification douce	410	1
Usinage électrochimique	277	0.65
Rectification conventionnelle	165	0.4
Usinage par électroérosion	150	0.37

Tableau 3 : Influence de l'usinage de l'Inconel 718 sur l'endurance [LIEU03]

La taille de grains, d , est, elle aussi, connue pour influencer de façon majeure la durée de vie en fatigue. De plus, il s'agit d'un des paramètres métallurgiques qui est contrôlable. De manière générale, plus la microstructure est fine, plus la durée de vie en fatigue sera grande [BOY99]. Par

ailleurs, la taille de grains influence aussi la limite d'élasticité et la résistance à la traction, suivant une loi de Hall et Petch.

$$R_p = \frac{\delta_{Rp}}{\sqrt{d}} + R_{p0} \text{ et } R_m = \frac{\delta_{Rm}}{\sqrt{d}} + R_{m0} \quad (1.2)$$

R_p [MPa] : limite d'élasticité du matériau
 R_{p0} [MPa] : constante équivalente à R_p avec $d = 0$
 δ_{Rp} [MPa.μm^{0.5}] : constante reliant R_p et d
 R_m [MPa] : limite à rupture du matériau
 R_{m0} [MPa] : constante équivalente à R_m avec $d = 0$
 δ_{Rm} [MPa.μm^{0.5}] : constante reliant R_m et d [μm] : taille des grains

Lorsque la limite d'élasticité de l'alliage augmente, pour une sollicitation en contrainte imposée, l'amplitude de déformation plastique associée diminue. La durée de vie est liée à la plasticité. Ainsi, pour une même contrainte, l'augmentation de la limite d'élasticité conduit directement à une augmentation du nombre de cycles à rupture. Les comportements présentés Figure B-34a et schématisés par la Figure B-34b montrent l'influence de la taille de grains sur la limite d'endurance de l'Inconel 718 : en effet la limite d'endurance augmente de 400 à 700 MPa lorsque la taille de grains décroît de 140 à 15 μm.

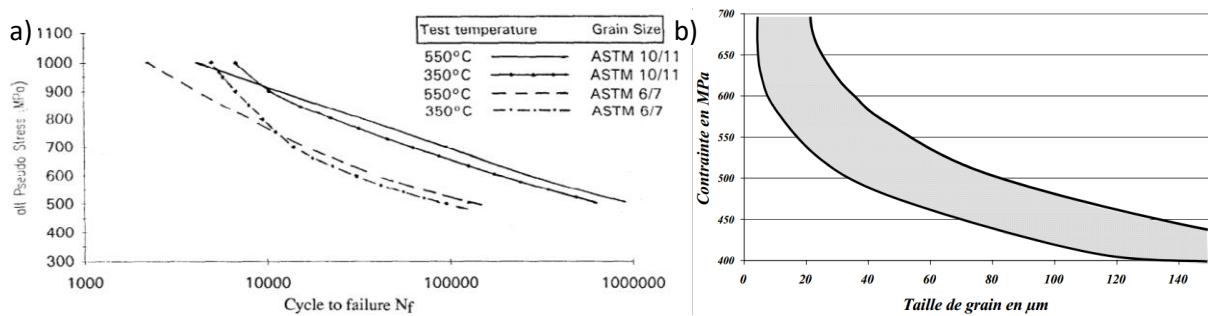


Figure B-34 : a) Durée de vie moyenne pour une éprouvette à grains fins (ASTM 10-11) et gros grains (ASTM 6- 7) [PIER94] et b) limite d'endurance en fonction de la taille de grains de l'Inconel 718 à T = 20°C (essai en flexion rotative) [AMS01]

Cependant, en déformation imposée, l'augmentation de la limite d'élasticité vient à diminuer l'amplitude de déformation plastique mais augmente aussi le niveau de contrainte. Ainsi, une augmentation de la limite d'élasticité n'entraîne pas forcément une augmentation de la durée de vie.

De plus, Il est nécessaire de prêter attention aux effets de microstructure. Ceux-ci peuvent parfois avoir des effets opposés sur l'amorçage et la propagation de fissure. Il est donc important de connaître le domaine de durées de vie visé lorsqu'on cherche à dimensionner une pièce en fatigue. En règle générale, la phase d'amorçage devient prépondérante lorsque le nombre de cycles à rupture est important. En outre, sa contribution augmente d'autant plus que le chargement mécanique est faible. La Figure B-35 illustre ces propos et présente la part de l'amorçage en fonction de la durée de vie dans l'Inconel 718 [JACQ83].

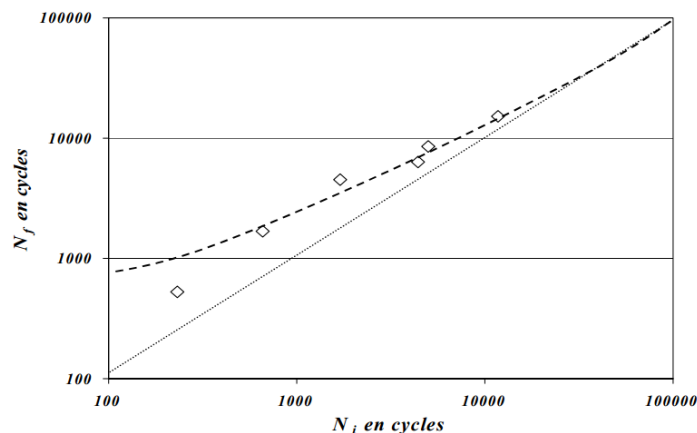


Figure B-35 : Durée de vie finale (N_f) en fonction de la durée de vie occupée par l'amorçage des fissures (N_i) dans l'Inconel 718 à 20°C [JACQ83]

La température est aussi un des paramètres qui agit le plus sur la durée de vie puisque les propriétés mécaniques, à l'exception de la ductilité et de la ténacité, ont tendance à diminuer avec l'élévation de la température. De plus, la température agit sur le comportement, l'endommagement et surtout l'oxydation. Dans le cas de l'Inconel 718, le comportement est peu affecté par une température comprise entre 20°C et 450°C et peu d'oxydation est présente [FOUR77A, WARR06]. En revanche, au-delà, la température introduit une fragilisation des joints de grains par oxydation [FOUR77A]. La Figure B-36 présente les courbes de Manson-Coffin de l'Inconel 718. Cette figure montre que l'impact de la température sur la durée de vie est faible entre 0°C et 500°C, en comparaison à ce qu'il se produit entre 600 et 650°C. Ce changement d'évolution est majoritairement lié à la rapide évolution du comportement mécanique et notamment de la limite d'élasticité de cet alliage à cette température. Cependant, il est aussi lié dans une plus faible mesure à la vitesse d'oxydation qui augmente à cette température. Ce phénomène est visible sur la Figure B-37a où un abattement de la durée de vie pour une fréquence d'essai plus faible est constaté [FOUR77A].

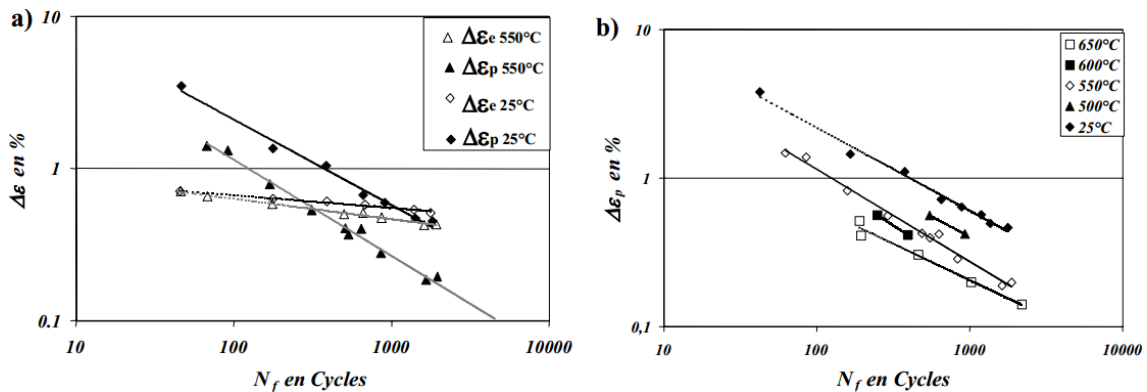


Figure B-36 : Courbes de Manson-Coffin de l'Inconel 718 ; influence de la température sur la durée de vie a), influence de l'amplitude de déformation élastique et b) plastique sur la durée de vie [FOUR77A]

Dans le cas de l'Inconel 718, la courbe de Manson-Coffin ne possède pas une pente unique mais deux pentes distinctes, visibles sur la Figure B-37b. Pour un nombre de cycles important, une rupture de pente est observée [BHAT97, CLAV82]. Cette rupture de pente est associée à un changement du mode de déformation. Le micro-maclage est le phénomène dominant lorsque les déformations sont faibles alors que ce sont les dislocations qui prédomine lors de plus fortes déformations. Les bandes de glissement localisent en un même endroit qui devient alors favorable à l'amorçage. Chacun de ces deux modes de déformation implique une influence différente à l'amorçage. C'est donc la présence de deux modes différents qui est responsable du changement de pente présent sur les courbes du nombre de cycles à rupture présenté Figure B-37b.

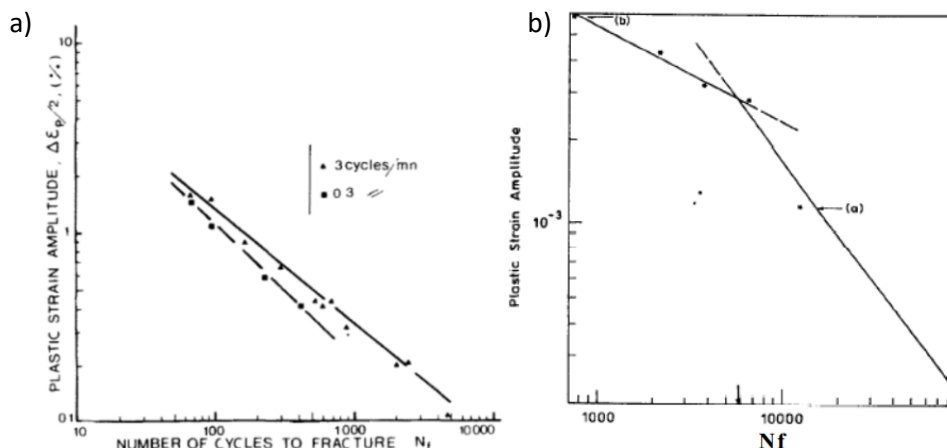


Figure B-37 : a) Cycle à rupture en fonction de l'amplitude de déformation plastique et de la fréquence d'essai [FOUR77A] et b) courbes de Manson-Coffin à deux pentes obtenues à $T = 20^\circ\text{C}$ pour de faibles déformations plastiques

B.2.3.c. Amorçage en fatigue

Dans cette partie, deux cas d'amorçages seront abordés. Dans un premier temps, l'amorçage d'une fissure en stade I souvent suivi d'une propagation en stade II, puis le cas de l'amorçage sur des particules et sur des hétérogénéités (cf. Figure B-38).

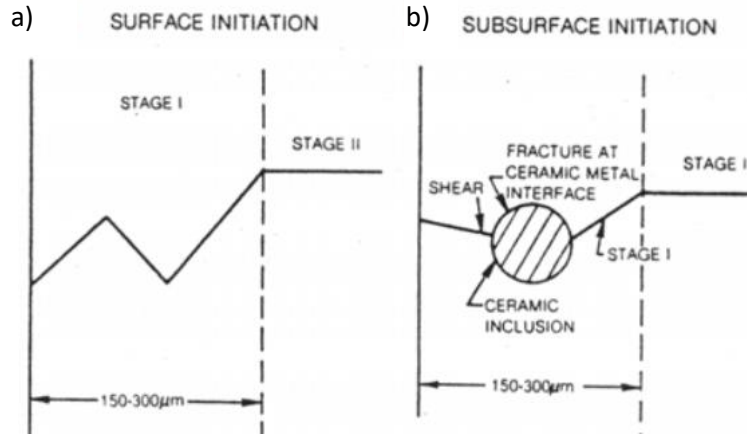


Figure B-38 : Schéma de l'amorçage d'une fissure de fatigue en surface a) en stade I et b) sur inclusion en sub-surface [JABL81]

Le traitement thermique DA de l'Inconel 718 a été élaboré grâce à l'optimisation des paramètres thermomécaniques (explicitée en partie B.1.2.c). En effet, la version DA de l'alliage présente une limite d'élasticité et une limite à rupture plus importante en comparaison à la version TR classique. L'augmentation de ces propriétés s'explique principalement par l'augmentation de l'érouissage résiduel ainsi que la taille de grains réduite.

L'hypertrempe est absente du traitement thermique DA. Sans elle, l'érouissage n'est plus relaxé. Ces contraintes résiduelles de compression, héritées des étapes de forgeage, dépendent du niveau de déformation local. Dans une pièce industrielle, l'érouissage n'est pas homogène et donc le comportement mécanique ne le sera pas non plus avec un traitement TR. Ces variations de propriétés peuvent induire des différences dans les mécanismes d'amorçages. Ainsi, des amorçages en stade I sont présents lorsque l'alliage possède une microstructure grossière ainsi qu'un érouissage résiduel peu important. L'amorçage sur particule est privilégié dans le cas d'alliages à grains fins et à fort érouissage résiduel (cf. Figure B-39) [ZERRO0]. L'amorçage sur particules est responsable d'un abattement important de la durée de vie. Ainsi, pour une sollicitation donnée, la durée de vie peut être réduite d'un facteur 100 par rapport à un amorçage en stade I, comme le présente la Figure B-39 où un abattement de la durée de vie d'un facteur de l'ordre de 50 est observable [ZERRO0].

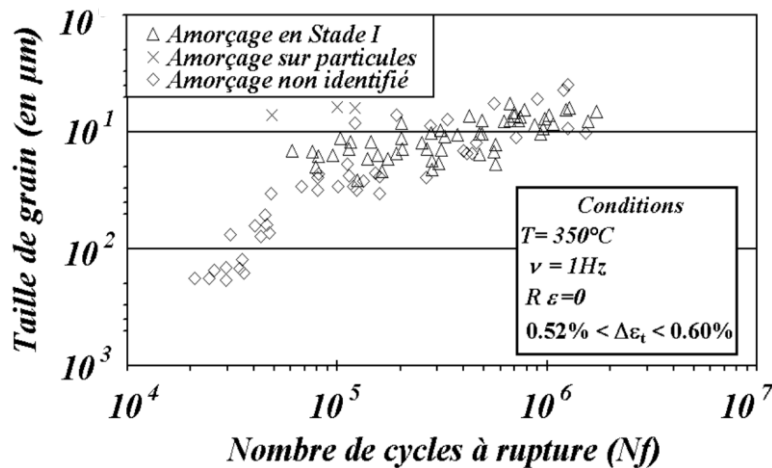


Figure B-39 : Influence de la taille de grains sur la durée de vie en fonction du type d'amorçage [ZERRO0]

B.2.3.c.i. Amorçage en stade I

Lorsque la taille de grains est assez importante, de l'ordre de 15 μm , l'amorçage de fissures dans l'Inconel 718 se produit principalement en stade I et sur un grain. Des observations réalisées par Clavel [CLAV82] et Fournier [FOUR77B] montrent l'amorçage de fissures sur des bandes de glissement intenses, comme l'illustre la Figure B-40a sur le fût et Figure B-40b sur une coupe longitudinal. On note, sur la Figure B-40a que l'amorçage n'est pas sur le plan normal à la direction de sollicitation. Il s'agit donc d'un stade I de propagation. Cette conclusion est confirmée par la « netteté » des premiers stades de propagation visibles sur la Figure B-40b. Puis la fissure change de direction et propage suivant le plan normal à la direction de sollicitation dès que la dimension de la fissure s'approche de la taille de la microstructure. Il s'agit alors de propagation en stade II. La propagation de fissure est affectée par la microstructure avoisinante, ce qui provoque la tortuosité du chemin de fissure.

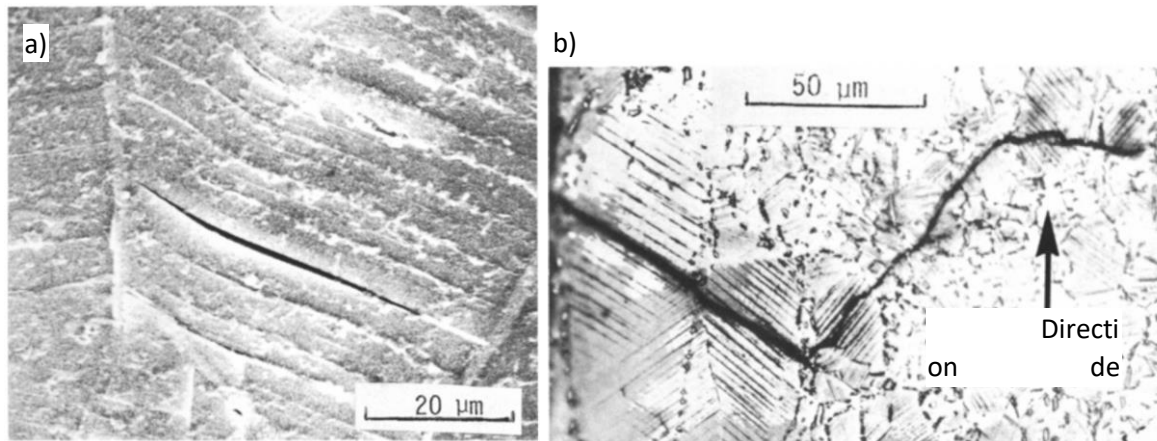


Figure B-40 : Image MEB de la surface d'un échantillon fissuré à température ambiante, a) $\Delta\epsilon_p/2 = \pm 0,62\%$ et b) $\Delta\epsilon_p/2 = \pm 0,40\%$ [FOUR77B]

L'amplitude de la déformation plastique appliquée lors de la sollicitation est le paramètre contrôlant la formation de fissure en stade I. La distance mesurée entre les bandes de glissement intenses pour différentes amplitudes de déformation plastique, présentées en Figure B-41, est de la forme [CLAV82] :

$$l = l_0 D \epsilon_p^{-\frac{1}{2}} \quad (1.3)$$

(où l est la distance entre bandes et l_0 une constante)

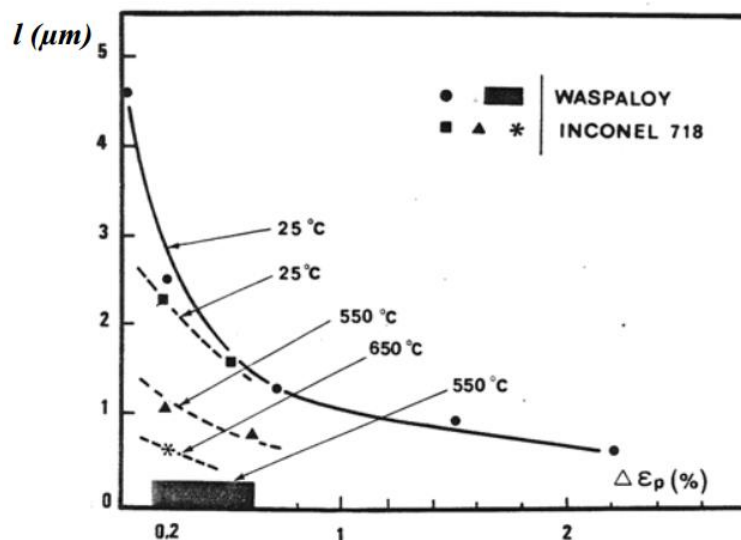


Figure B-41 : Effet de la plasticité en fonction de la température sur l'amorçage en stade I [CLAV82]

B.2.3.c.ii. Amorçage sur particules

L'oxydation à chaud n'est pas à négliger lorsque l'on étudie l'amorçage des fissures de fatigue pour l'Inconel 718. En effet, les carbures de niobium sont sujets à une oxydation préférentielle pour des temps d'exposition courts (de 30 minutes à 1h) mais à des températures relativement chaudes pour ce matériau (600°C) [CONN03]. Lorsque l'oxydation se produit dans le matériau, une expansion volumique des carbures d'un facteur supérieure à 2 est observée. Cette expansion, lorsqu'elle est subsurfacique, crée des contraintes suffisamment importantes pour que les particules deviennent des sites privilégiés pour l'amorçage de fissures. La Figure B-42 représente les différents cas de figure rencontrés en fonction de la position des carbures par rapport à la surface. Les Figure B-43 et Figure B-44 détaillent les différents cas possibles.

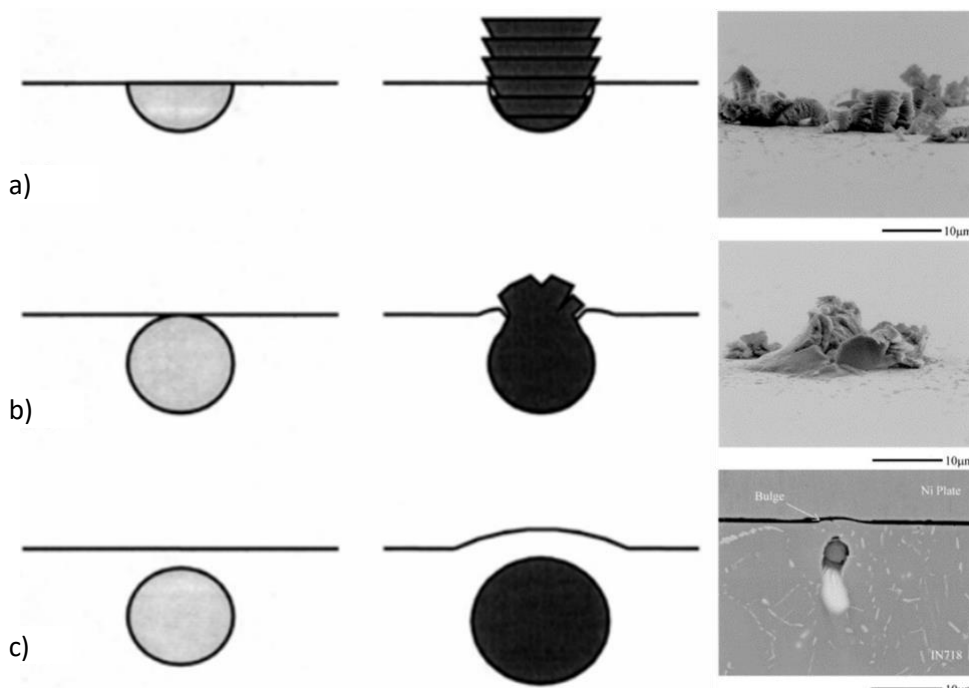


Figure B-42 : Représentation schématique des différentes configurations de formation d'oxyde de niobium en fonction de la position par rapport à la surface et observations des cas réels [ALEX04]

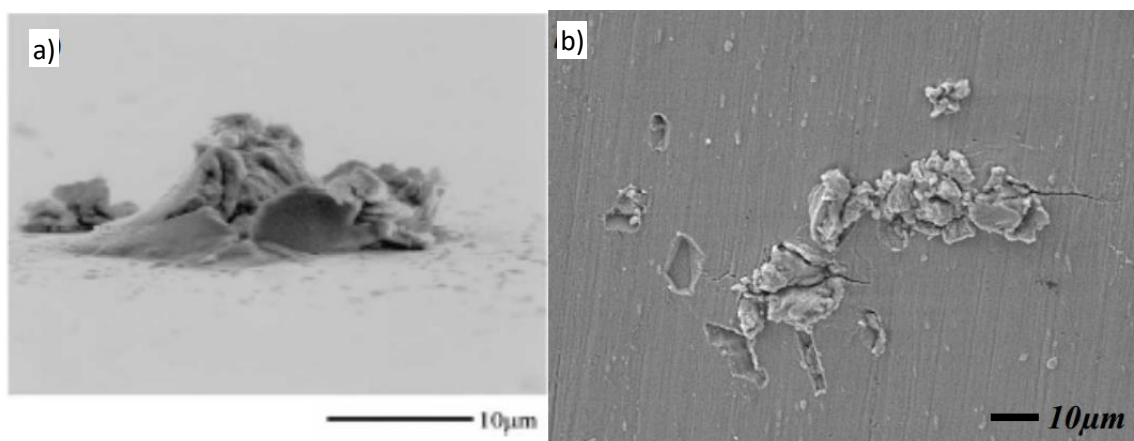


Figure B-43 : a) Exemple d'émergence en surface de l'oxyde de niobium créant [CONN03], b) des fissures lors d'un essai de fatigue-temps de maintien à 600°C 1,5-90-1,5 secondes ; $R = 0$ et $\epsilon_{max} = 1,3\%$ [ALEX04]

La Figure B-42a est l'illustration de l'oxydation obtenue pour de très faibles temps d'exposition. La formation des strates est due à l'expansion volumique contrôlée par les frottements latéraux de la matrice [CONN03]. Lorsque la particule oxydée est subsurfacique, l'expansion volumique de cette particule lacère son chemin jusqu'à la surface. Une fois la surface atteinte, elle y continuera

son expansion. La Figure B-43 présente un exemple d'une particule oxydée subsurfacique sans qu'aucune forme de sollicitation mécanique extérieure n'ait eu lieu. Des fissures sont alors observables en surface. Du point de vue de la tenue en fatigue, le comportement de ces deux premiers types de placement de particules subsurfaciques est proche de celui d'un trou et pourra être considéré comme un trou, de la taille de l'inclusion, pour la détermination du nombre de cycles à l'amorçage.

La Figure B-44 présente les pires cas de localisation d'un oxyde pour la tenue en fatigue. En effet un gonflement de la surface est induit par l'expansion volumique de la particule qui ne se propage pas vers l'extérieur. La matrice au voisinage de la particule subit des contraintes très importantes et devient alors un site privilégié de l'amorçage d'une fissure, atteignant la surface très rapidement. Dans ce cas, la taille de la fissure à l'amorçage peut être considérée schématiquement comme celle d'une fissure dont le front est défini par la ligne en pointillés sur la Figure B-44b [CLÉM84].

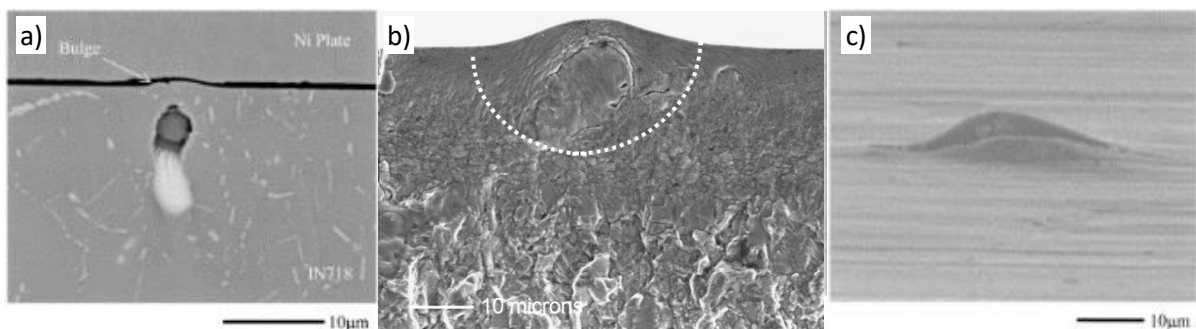


Figure B-44 : Résultat d'essai en flexion 3 points à 600°C ; entaillé avec $K_t = 2,08$; $\sigma_{max} = 750-790$ MPa et $R = 0,2$
a) carbure oxydé après 16h à 550°C (sans sollicitation), b) faciès de rupture, amorçage sur le gonflement dû au carbure subsurfacique et c) amorçage en fond d'entaille d'une fissure secondaire sur un carbure de niobium subsurfacique oxydé [CONN03]

Les carbures de niobium ne sont pas les seules particules affectées par l'oxydation. En effet, même si les nitrures de titane ne sont pas directement affectés, ils servent de sites de germination aux carbures de niobium. De ce fait, la formation d'oxydes engendre une mise sous tension du nitrure provoquant alors la fissuration du matériau, comme illustré sur la Figure B-45.

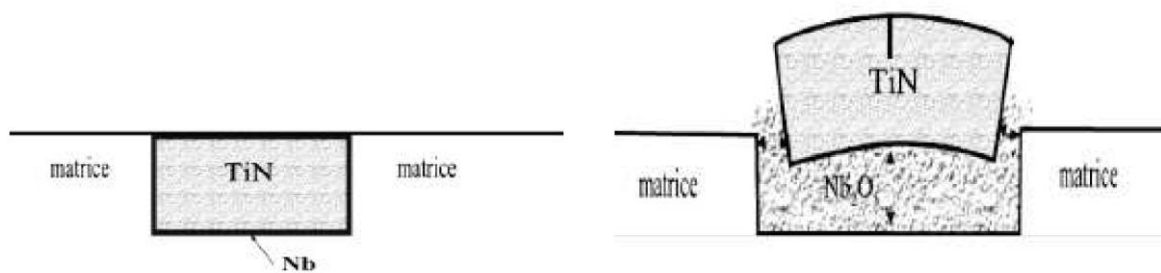


Figure B-45 : Effet de l'oxydation sur les nitrures de titane [CASA10]

B.2.3.d. Propagation de fissures sous chargement cyclique

Dans cette partie, on va introduire la notion de propagation de fissure. On commencera par la notion de fissure longue, découverte initialement. Par la suite, on abordera la notion de fissure courte. Ce changement de comportement a permis de compléter les situations mal décrites par les fissures longues. Dans ces cas, les vitesses observées étaient plus importantes que celles prédites par un comportement de fissures longues.

B.2.3.d.i. Propagation de fissures longues

La vitesse de propagation des fissures dépend à la fois des propriétés mécaniques intrinsèques au matériau mais également du type de chargement appliqué. Le type de propagation est souvent associé à une vitesse de propagation. En effet, les fissures intergranulaires (Figure B-46a) propagent à des vitesses de propagation plus élevées que les fissures transgranulaires (Figure B-46b) dans le cas de l'Inconel 718DA.

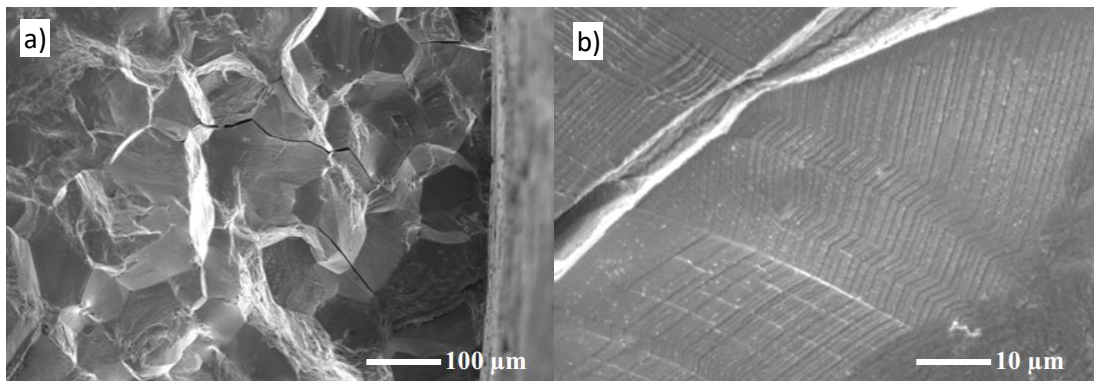


Figure B-46 : Faciès de rupture caractéristique de l'Inconel 718 montrant a) une propagation de fissure intergranulaire et b) transgranulaire [ALEX04]

Le type de propagation, qu'il soit intergranulaire ou transgranulaire, dépend de certains paramètres et notamment de l'environnement. L'oxydation est ainsi le principal facteur contrôlant la propension à propager suivant un mode intergranulaire de l'Inconel 718. L'oxydation étant un mécanisme de diffusion, il dépend principalement du temps et de la température. Par conséquent, la vitesse de propagation sera d'autant plus importante que la fréquence sera faible. Une propagation transgranulaire et des vitesses de propagation plus faibles sont constatées lors d'un essai sous vide ou atmosphère inerte [MOLI97]. Il existe notamment une pression partielle d'oxygène de transition critique pour laquelle une fragilisation aux joints de grains se produit, provoquant une propagation de type intergranulaire (cf. Figure B-47).

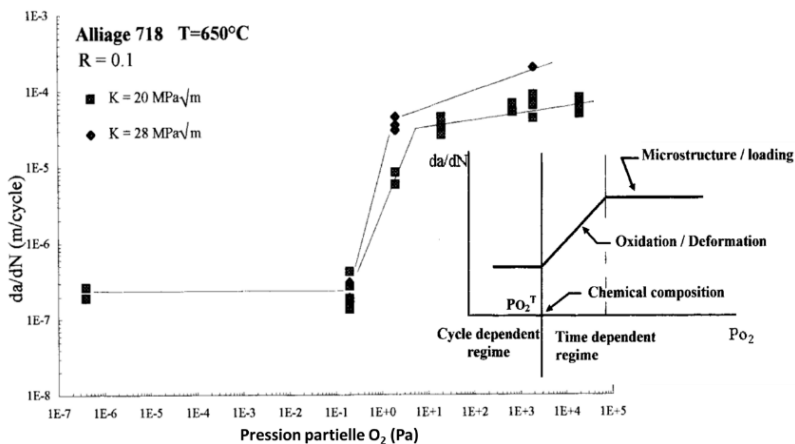


Figure B-47 : Influence de la pression partielle d'oxygène sur la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude de chargement [MOLI97]

La nature de ces oxydes est toutefois source de controverses dans la littérature. En effet, il est possible qu'en dessous de la pression partielle de transition, l'oxyde produit en surface soit de l'oxyde de chrome Cr_2O_3 qui forme une couche passivante sur la surface de rupture. Cette couche passivante empêcherait la diffusion de l'oxygène. Au-dessus de cette pression de transition, des auteurs affirment que ce sont des oxydes poreux de fer et de nickel qui se forment [ANDR92], permettant la diffusion de l'oxygène. Cette fragilisation est également attribuée à la formation d'oxyde de niobium au niveau des joints de grains [GAO94]. Lors d'un maintien d'une heure à des températures supérieures à 500°C , une ségrégation de niobium en surface est observée sur un monocristal d'alliage 718 (cf. Figure B-48a). Le niobium est un élément avide d'oxygène et forme un oxyde poreux (Nb_2O_5). Ainsi, un carbure de niobium pourrait, après oxydation, grossir et créer des tensions en favorisant l'apparition de fissures [CONN03]. En effet, la Figure B-48b montre la présence de carbures de niobium oxydés sur un faciès de rupture (essai de fluage à 700°C sous 100 kPa de pression partielle d'oxygène). Cet oxyde est probablement, de par sa morphologie, un oxyde de niobium Nb_2O_5 . Ainsi, l'ouverture des joints de grains serait due à la formation de l'oxyde de niobium.

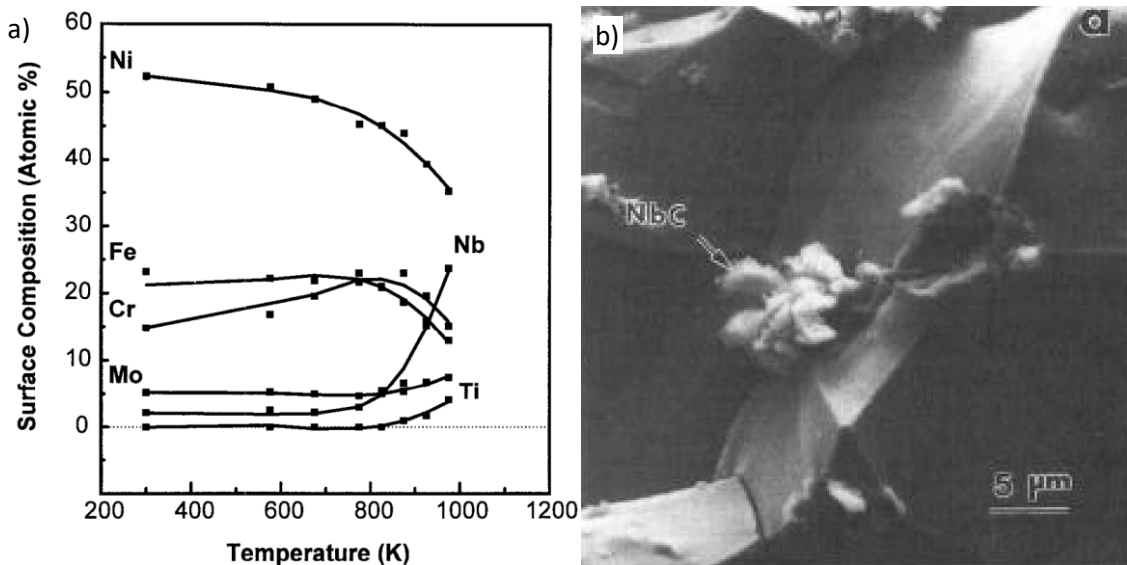


Figure B-48 : a) Composition de surface d'un monocristal en Inconel 718 (direction 100) pendant 1h sous vide à la température indiquée [PAN94] et b) faciès de rupture de fluage à 700°C et sous 1 bar de O_2 à 700°C [GAO94]

L'effet de l'oxydation sur les modes et les vitesses de fissuration observé est dépendant de la microstructure de l'Inconel 718DA ainsi que de la fréquence d'essai (cf. Figure B-49b et Figure B-50) [OSIN03, PÉDR82]. La fragilisation des joints de grains par l'oxydation est très faible à fréquence élevée (> 20 Hz). La vitesse de propagation dépendant alors du nombre de cycles et non du temps. La rupture est principalement transgranulaire avec des joints de grains qui n'ont pas été fragilisés. Cette influence est par exemple visible sur la Figure B-49a. La rupture est transgranulaire et la vitesse de propagation est indépendante de la microstructure pour un essai avec temps de maintien (10-300-10) sous vide. En effet, les joints de grains n'ont pas été fragilisés par l'oxydation. Cependant, les effets de microstructure apparaissent pour un essai avec temps de maintien sous air. La microstructure à grain le plus fin est celle qui se comporte le moins bien alors que la structure à collier présente les vitesses de propagation les plus faibles.

Osinkolu a étudié l'effet de la taille de grains sur la propagation des fissures de fatigue sur deux microstructures types [OSIN03] à savoir une microstructure à petits grains, tirée d'un disque forgé et traité thermiquement par un maintien à 955°C d'une durée d'une heure suivi des revenus classiques, et une microstructure à gros grains issue d'une billette traitée thermiquement par un maintien d'une durée d'une heure à 1093°C puis d'un revenu de 4 h à 720°C puis de 16 h à 620°C . La Figure B-51 présente les deux microstructures obtenues.

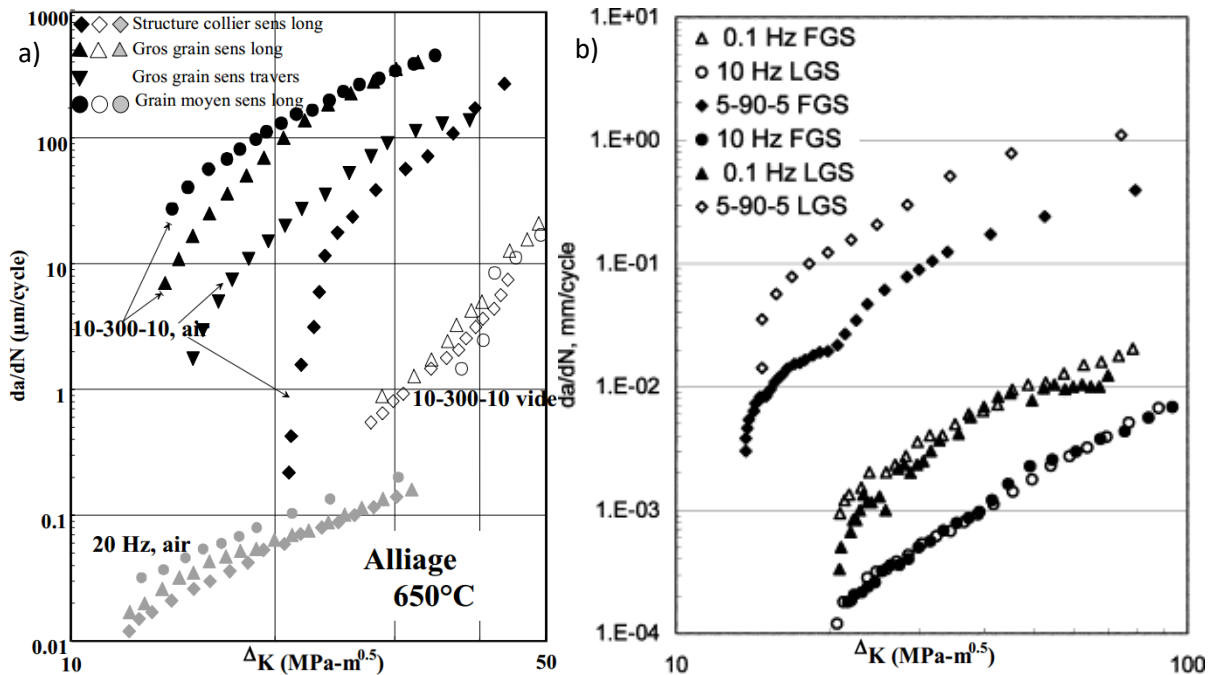


Figure B-49 : Mesures des vitesses de propagation en température de l'Inconel 718 pour différentes microstructures sous air, sous vide avec et sans temps de maintien. a. : [PÉDR82] / b. : [OSIN03]

Pédrón et Osinkolu ne sont pas d'accord sur l'effet de la taille de grains sur la propagation. En effet, un effet bénéfique est observé par Pédrón alors qu'un effet dommageable est observé par Osinkolu lors de l'augmentation de la taille de grains [OSIN03, PÉDR82]. Le revenu utilisé par ces auteurs n'étant pas identique, un effet des phases durcissantes peut être attendu. Ces résultats contradictoires montrent l'importance du traitement thermique de l'Inconel 718 sur la propagation de fissures en fatigue. La phase δ est un des paramètres microstructuraux qui a un effet sur la propagation des fissures.

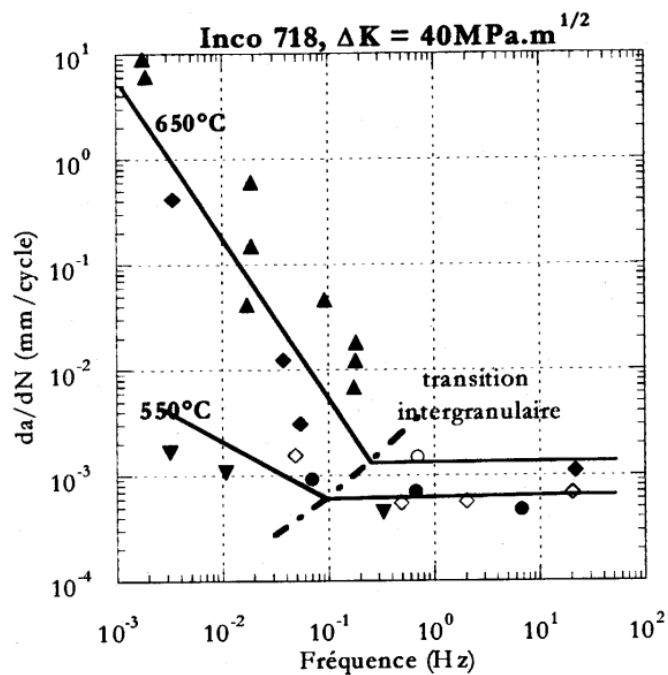


Figure B-50 : Influence de la fréquence sur la vitesse de propagation et sur la transition des mécanismes de rupture à 550 et 650°C [PÉDR82]

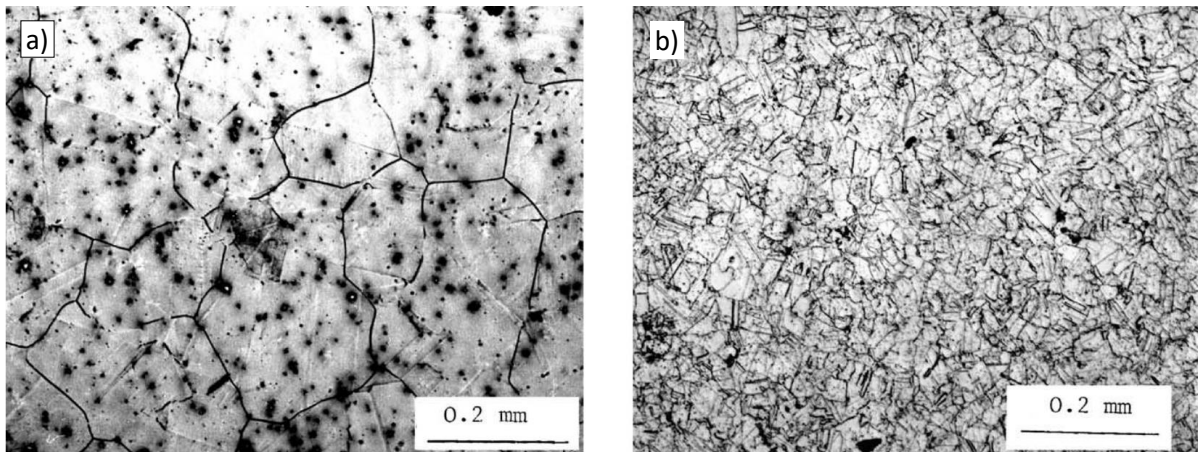


Figure B-51 : Microstructure de l'Inconel 718

a) à gros grains : 3-4 ASTM ($d_{moy} = 100 \mu\text{m}$) et b) petit grains : 9-10 ASTM ($d_{moy} = 12 \mu\text{m}$) [OSIN03]

La comparaison des performances relatives des différentes microstructures a été effectuée dans le cas des travaux de Pédrón [PÉDR82], à fraction volumique de phase δ constante mais pas dans l'étude d'Osinkolu [OSIN03]. Cette différence de microstructure est sans doute à l'origine de cette divergence de conclusion sur l'influence de la taille de grains sur la propagation de fissures longues. Les résultats de Ponnelle [PONN01] confirment le rôle important que joue la phase δ (cf. Figure B-52). La fissure se propage de phase δ en phase δ semblant faciliter sa propagation. Dans certains cas, la phase δ peut être néfaste pour les propriétés mécaniques mais l'absence de phase δ est tout aussi mauvaise pour la tenue en fatigue des joints de grains. Cet effet est encore plus marqué pour des chargements de fatigue avec temps de maintien.

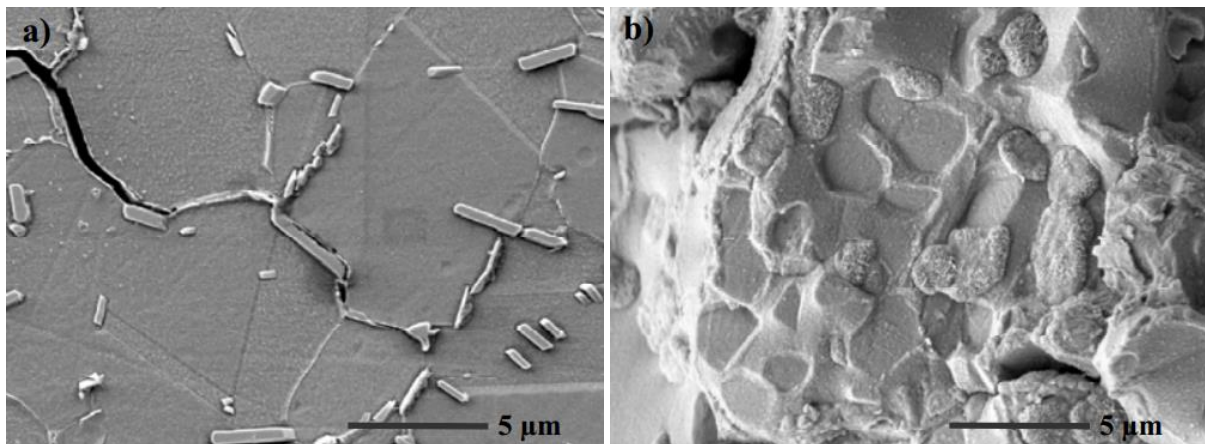


Figure B-52 : Observation de la propagation d'une fissure a) en vue de coupe et b) du faciès de rupture [PONN01]

La fraction volumique des précipités durcissants peut aussi expliquer les effets observés, comme le montre la Figure B-53. La Figure B-53a présente l'effet d'un traitement de vieillissement de 10 h à 927°C et d'un revenu de 48 h à 720°C comparé à un traitement classique TR sur la vitesse de propagation de fissures [FLOR80]. L'effet du vieillissement n'est pas visible pour les essais sous hélium, donc sans oxydation. Sous air, la taille de grains influence à nouveau les vitesses de propagation. Le traitement de vieillissement conduit à des vitesses de propagation inférieures au traitement conventionnel [FLOR80]. La Figure B-53b compare le traitement classique avec un sur-vieillissement de 50 h à 750°C (nommé DT) [GUÉD94]. La taille des précipités durcissants ainsi que la morphologie de la phase δ ne sont pas constantes pour les deux états. Pour l'état DT, la taille des précipités γ' est de l'ordre de 10 nm et 15 nm pour γ'' . Pour l'état TR la taille des précipités γ' est de 50 nm et de 100-300 nm pour γ'' .

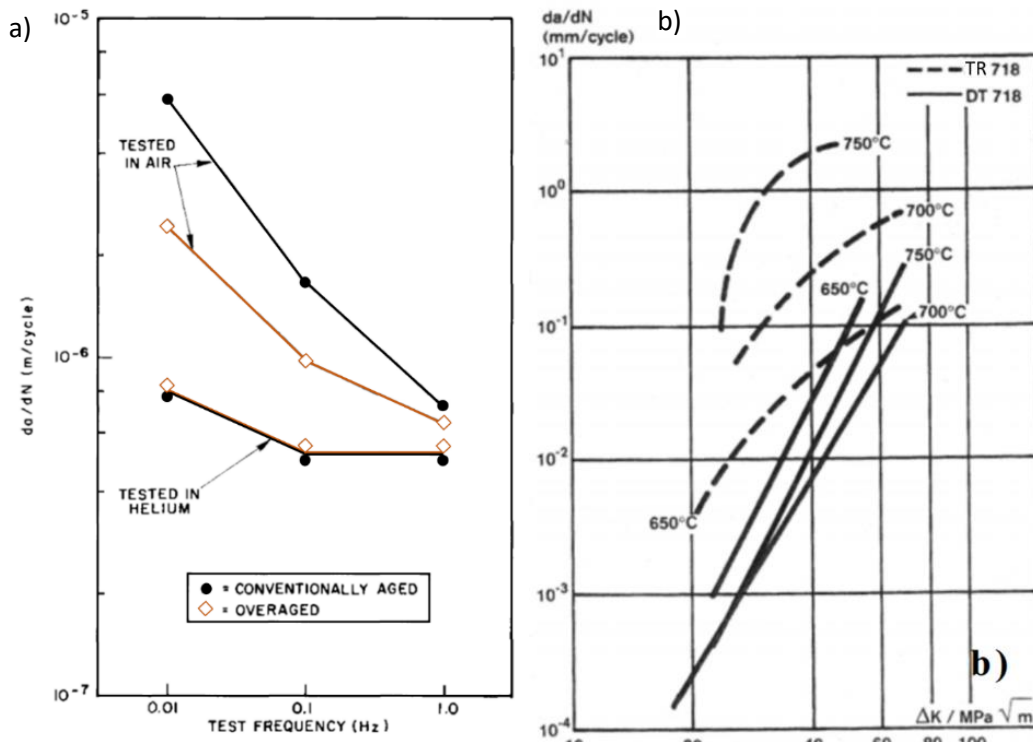


Figure B-53 : a) Vitesse de propagation des fissures en fonction de la fréquence avec l'influence du vieillissement et de l'environnement [FLO80] et b) vitesse de propagation en fonction de ΔK et en fonction du traitement thermique pour des cycles avec temps de maintien 10-90-10 à $R = 0,05$ [GUÉD94]

Un des autres paramètres métallurgiques ayant le plus d'effet sur la vitesse de propagation est le fibrage des pièces. Par exemple, comme présenté sur la Figure B-54, les vitesses de propagation des fissures dans le sens long sont supérieures à celles du sens travers [PÉDR82, PONN01]. Toutefois, des effets du fibrage sont aussi retrouvés dans le cas où des fissures se propagent en sens travers d'une pièce forgée mais coupent ces fibres dans des directions différentes (cf. Figure B-55). De plus, ce fibrage peut aussi avoir des effets différents, tel l'annihilation de l'effet du temps du maintien [PONN01]. Ainsi, l'effet d'environnement est directement à mettre en relation avec les alignements de particules et plus particulièrement celles de la phase δ .

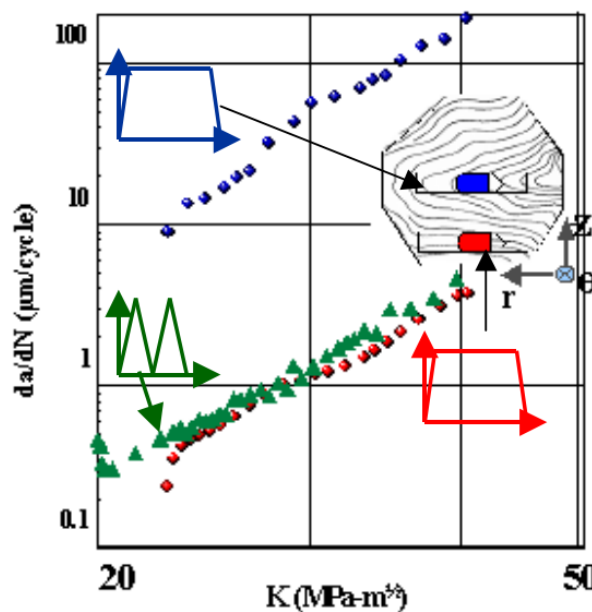


Figure B-54 : Effet du chargement et du fibrage sur les vitesses de propagation à 600°C

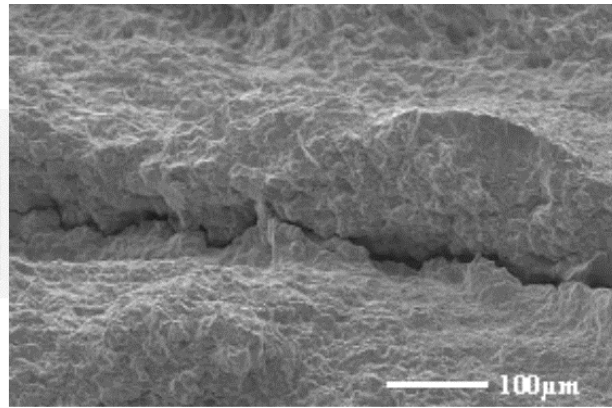
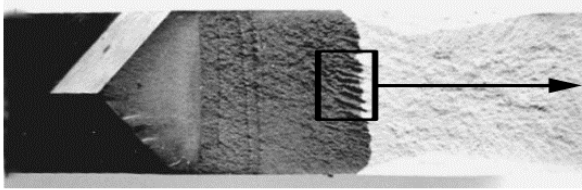


Figure B-55 : délamination de la fissure à l'origine de l'annihilation de l'effet du temps de maintien [PONNO1]

La disparition de l'effet du temps de maintien dans le cas d'une propagation parallèle aux fibres est due à un délamination du matériau. Ce délamination s'accompagne d'un ralentissement de la vitesse de propagation, comme le présente la Figure B-55b [PONNO1]. Plus récemment, et corroborant les observations précédentes, il a été montré que pour des applications sur disque la direction tangentielle de prélèvement des éprouvettes présente une vitesse de propagation inférieure à celle de la direction radiale, comme le présente la Figure B-56 [PRAS12]. Cependant, avec uniquement deux essais et certainement une dispersion expérimentale, cette conclusion doit être modérée.

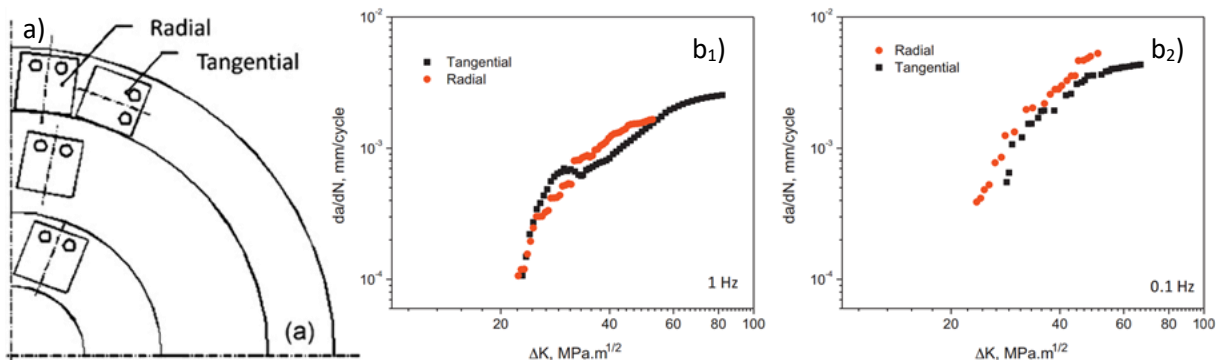


Figure B-56 : Influence du sens de prélèvement, précisé en a), sur les vitesses de propagation à fréquence fixe, respectivement 1Hz pour b₁) et 0.1Hz pour b₂), sur une application de disque de turbine [PRAS12]

Les derniers paramètres d'influence abordés concernent l'influence du chargement en lui-même, notamment le rapport de charge ou la forme du signal.

Pour de faibles amplitudes du facteur d'intensité des contraintes ΔK , et pour des températures supérieures à 500°C, une baisse de la vitesse de propagation est constatée avec l'augmentation de la durée du temps de maintien (cf. Figure B-57). En effet, les phénomènes de fermeture de fissures sont amplifiés avec l'oxydation lors de temps de maintien plus long [LYNC94]. Cependant, pour des valeurs de ΔK plus importantes (40-50 MPa.m^{1/2}), les vitesses de propagation deviennent similaires (cf. Figure B-57). Les auteurs montrent une fissuration avec beaucoup de branches. Ils supposent ainsi que ces effets de déviation de fissures intergranulaires compensent la fermeture de fissure à cause de l'oxydation lorsque des temps de maintien d'une minute ou plus sont appliqués [LYNC94].

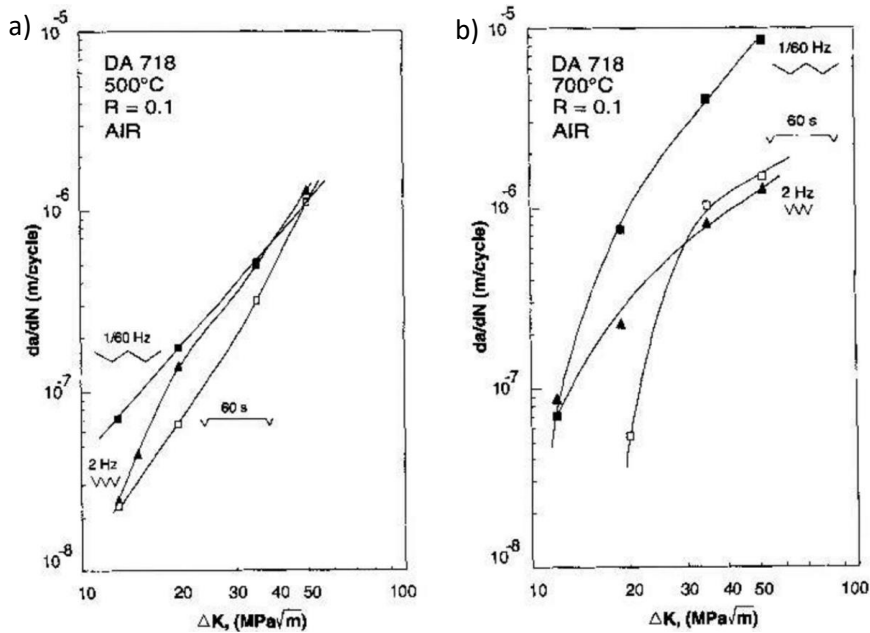


Figure B-57 : Vitesse de propagation en fonction du type de cycle (2 Hz ; 60 s de temps de maintien ; 1 cycle toutes les 60 s) à a) 500°C et b) 700°C [LYNC94]

La combinaison rapport de charge et fréquence altère les mécanismes de cisaillement et de glissement en pointe de fissure et influence par conséquent les vitesses de propagation de fissures [PRAK09]. A l'aide d'observation MEB et MET, une cartographie des différents modes de rupture à température ambiante est visible sur la Figure B-58. Cette cartographie montre que les mécanismes qui régissent la propagation d'une fissure dans l'Inconel 718 sont contrôlés par l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes mais également par sa valeur maximale [MERC99]. Mais à l'aide d'essais *in situ*, il a été montré qu'il semblerait que la fermeture de fissure se produise avec des variations de contraintes locales très importantes et que la fermeture est fortement influencée par l'orientation des grains en pointe de fissure [ANDE04].

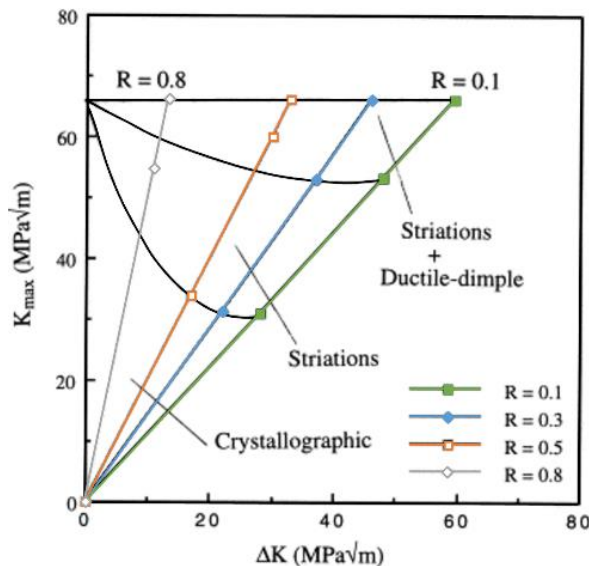


Figure B-58 : Cartographie des mécanismes de rupture d'une propagation de fissure dans l'Inconel 718DA [MERC99]

B.2.3.d.ii. Propagation des fissures courtes

Très souvent, l'extrapolation de la vitesse de propagation des fissures longues aux fissures courtes ne fonctionne pas. En effet, les fissures courtes propagent, en général, à des vitesses de propagation plus importantes que celles de fissures dites longues. La Figure B-59 compare les prédictions de la durée de vie en fonction de la taille de la fissure, mais sans prise en compte des effets de taille de fissures.

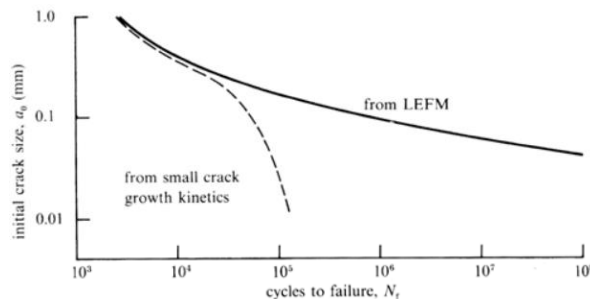


Figure B-59 : Effet de la taille de fissure initiale sur la prédiction du nombre de cycles à rupture suivant un modèle prenant en compte les petites fissures et un modèle de mécanique de la rupture en élasticité linéaire [SURE98]

Cette différence a comme origine possible le fait que la mécanique de la rupture en élasticité linéaire généralement utilisée néglige les micro-mécanismes associés à la propagation de fissures courtes, tels que les effets de la microstructure, de l'environnement ou encore les phénomènes de fermeture. Ainsi, dans ce contexte, la mécanique de la rupture en élasticité linéaire est trop restrictive. Une analyse élasto-plastique est indispensable pour traiter ces phénomènes. Les petites fissures peuvent être classées en quatre familles [SURE98] :

- Les fissures « physiquement » petites dont la taille est supérieure aux tailles caractéristiques de la microstructure et de la zone plastique mais qui reste inférieure au millimètre.
- Les fissures « mécaniquement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que la taille de la zone plastique en pointe de fissure.
- Les fissures « micro-structuralement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que celles des paramètres microstructuraux (ex : taille de grains, distance entre particules, ...).
- Les fissures « chimiquement » petites dont le comportement anormal est dû aux effets chimiques tels que l'oxydation ou la corrosion. Ces fissures n'appartiennent à aucune de catégories citées précédemment mais peuvent être traitées en utilisant la mécanique linéaire de la rupture. Cependant des fissures, de l'ordre de la centaine de microns ou moins, possèdent des vitesses anormalement élevées.

Dans le cas de l'Inconel 718DA, compte tenu de la taille des grains (5-10 μm), les fissures détectables, de l'ordre de 20 à 50 μm seront principalement « physiquement » petites. Le comportement des petites fissures se traduit par un décalage du seuil de non propagation mais aussi par des ralentissements voire des arrêts de propagation. La Figure B-60 présente ces phénomènes. Ces derniers sont souvent associés au franchissement de barrières microstructurales (joints de grains, particules...) ou à des bifurcations de fissures [POLÁ01]. La Figure B-60a met en évidence l'effet de la taille de grains sur la vitesse de propagation. Quand la taille de la fissure se rapproche de la taille moyenne d'un grain, elle doit franchir le joint de grains. Ce phénomène produit alors une diminution de la vitesse de propagation. Ce phénomène peut aussi se répéter, comme le présente la Figure B-60b, lorsque différentes barrières microstructurales sont à franchir. Ces ralentissements se produisent régulièrement jusqu'à ce que la fissure ait une taille suffisante ($> 0,3 \text{ mm}$ pour ce matériau) pour rejoindre le comportement des fissures longues. De plus, pour un même ΔK , plus la fissure est petite, plus celle-ci risque de s'arrêter.

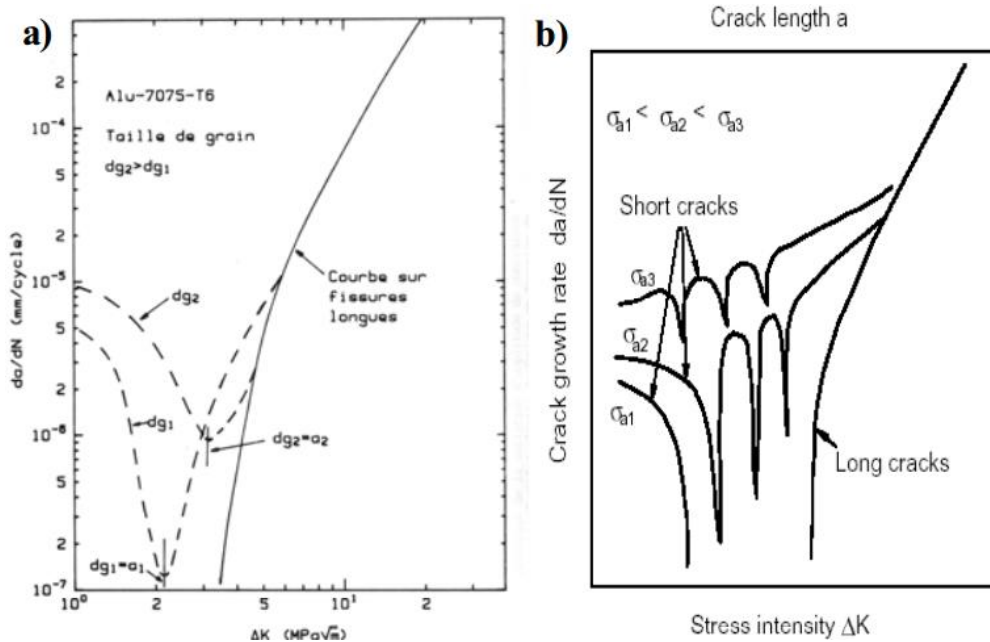


Figure B-60 : a) Effet de la taille de grain et b) de σ_{max} sur la propagation de fissures courtes [LANK82, POLÁ01]

La Figure B-61 présente une stagnation des longueurs de fissure lorsque celles-ci sont entre 20 et 30 μm . Cette taille est du même ordre de grandeur que celle du grain (de l'ordre de 20 μm dans cet exemple). Dans le cas présent, les arrêts de fissures sont certainement dus à l'oxydation ou aux effets de fermeture par plasticité [CHEN00]. Cependant, l'amorçage se produit ici en stade I et la fissure à une taille inférieure à celle du grain. Par conséquent, ce phénomène pourrait être dû aux passages de stade I en stade II et/ou au nombre de fissures nécessaires pour obtenir un front 3D équilibré [ALEX04].

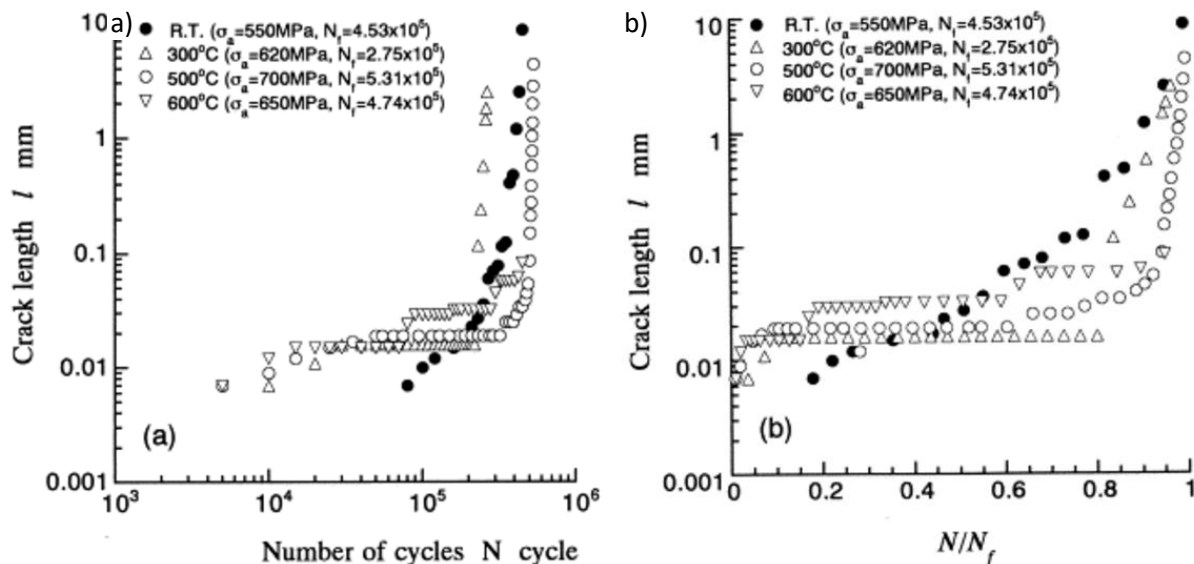


Figure B-61 : Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles sur une durée de vie de l'ordre de $N_f = 4 \cdot 10^5$ cycles avec a) l en fonction de N et b) l en fonction de N/N_f [CHEN00]

La Figure B-62 présente l'évolution des vitesses de propagation dans le régime de Paris en fonction de la longueur de fissure pour différentes amplitudes de contrainte appliquées. Sur la Figure B-62b, nous pouvons observer que la pente des vitesses est la même pour tous les cas de chargement appliqué à 500°C. Cependant, à température ambiante, la Figure B-62a présente une évolution dont la pente des courbes de propagation est doublé pour les chargements les plus faibles. Compte tenu du faible niveau de chargement et de la taille des fissures, il est probable que celles-ci soient au voisinage du seuil de non propagation.

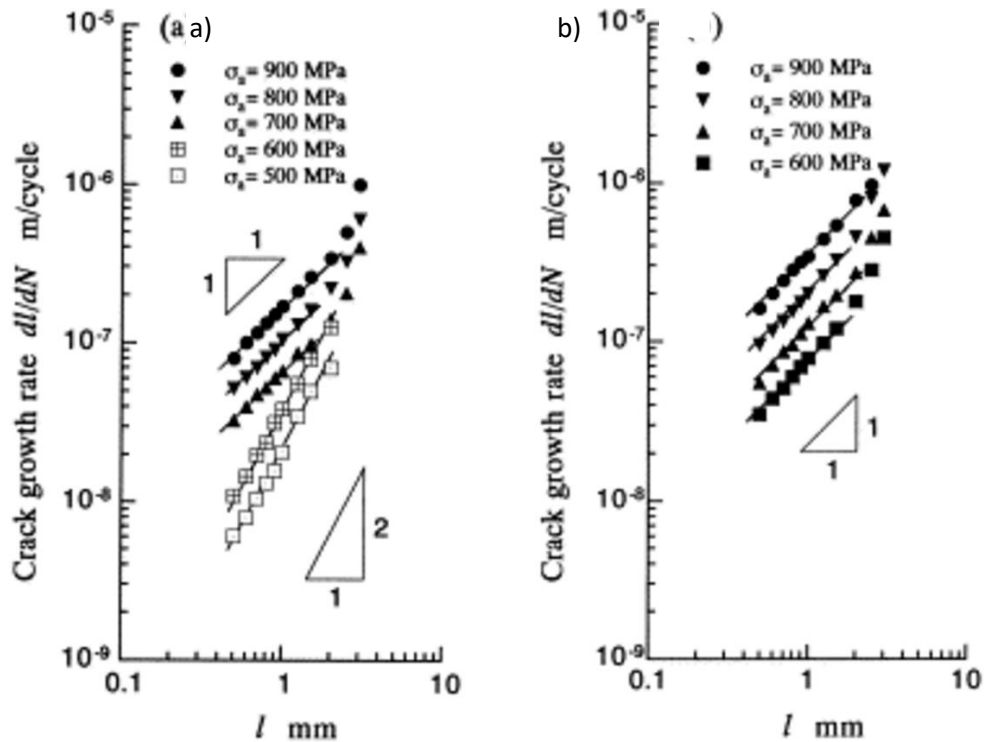


Figure B-62 : Relation entre la vitesse de fissuration et la longueur de fissures courtes à a) 20°C et b) 500°C [CHEN00]

La Figure B-63a représente le faciès de rupture à température ambiante d'une éprouvette de flexion en aluminium 2024 - Al où une anomalie par électroérosion d'un diamètre de 4 mm a été préalablement introduite. Une fissure s'est amorcée et a propagé en surface à partir du défaut mais pas en profondeur. La Figure B-63b présente l'évolution de la vitesse de propagation mesurée en surface. La fissure se propage dans un premier temps à vitesse constante puis se stabilise et décroît très fortement. La fissure devient alors non propageante. Plus la forme de la fissure est proche de la forme finale équilibrée plus l'évolution est lente. Cette forme équilibrée étant celle d'une géométrie de fissure naturelle de taille équivalente. Lorsque la fissure possède un front équilibré de la valeur de ΔK et que cette valeur est en dessous du seuil de non propagation, la propagation de la fissure s'arrête. Pour le cas de l'Inconel 718, compte tenu de la nature des sites d'amorçage, il est possible que ces phénomènes 3D de réajustement des ΔK le long du front, soient à l'origine de ces phénomènes de fissures courtes.

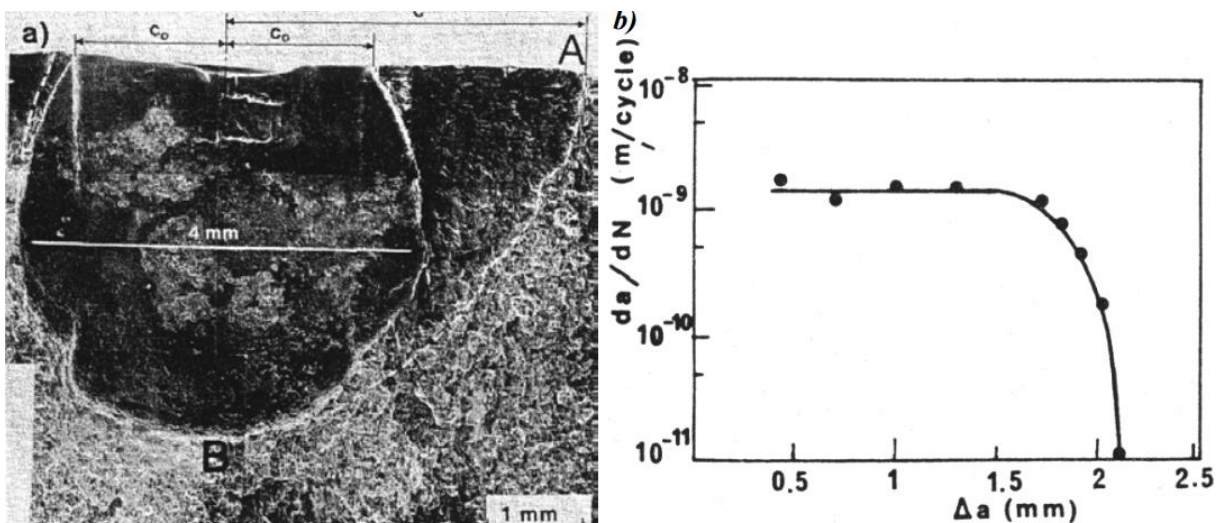


Figure B-63 : a) Fractographie d'un défaut introduit par électroérosion à la surface d'une éprouvette de flexion et de la zone de propagation de la fissure et b) courbe de la vitesse de propagation surfacique de cette même fissure en fonction de la longueur surfacique [PINE86]

Pour finir, il faut aborder le cas de l'amorçage multiple avec la possible propagation d'un réseau de fissures. A faible fraction de la durée de vie, considérer les fissures comme isolées les unes des autres peut être considéré comme vrai. Cependant, cette considération ne s'applique plus lorsque les fissures se rapprochent entre elles et interagissent. Ce phénomène d'interaction a tendance à s'accroître avec l'augmentation du chargement mécanique imposé. De plus, comme le présente la Figure B-64, la coalescence de fissures de taille importante entraîne rapidement la rupture. En effet, une fissure dont la surface est équivalente à la somme des surfaces des fissures coalescées aura une vitesse de propagation très importante car possédant une force motrice supérieure. Il est probable que s'il n'y avait eu qu'une fissure ou que les fissures n'aient pas coalescé, la durée de vie aurait été plus importante.

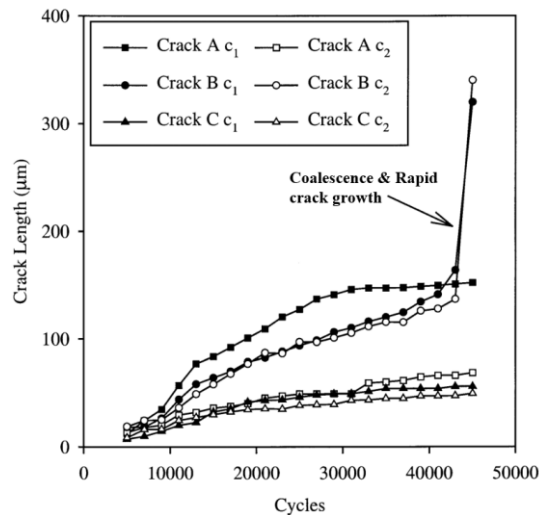


Figure B-64 : Influence de la coalescence de fissures sur la vitesse de propagation dans l'Inconel 718, $\sigma_{max} = 790$ MPa, $T = 600^\circ\text{C}$ [CONN03]

B.3. Entailles & anomalies de surface

B.3.1. Anomalies de surface

B.3.1.a. Anomalies représentatives de la flotte

Comme évoqué dans le contexte de cette étude, les motoristes aéronautiques ont comme obligation légale de caractériser la non-nocivité des anomalies de surface qui pourraient apparaître sur des pièces critiques et de démontrer que ces anomalies ne mènent pas à la rupture de la pièce sur toute la durée de vie du moteur. Les phases d'amorçage et de propagation doivent donc être décrites le plus précisément possible. Cependant, les expériences réalisées ici seront conduites sur des éprouvettes. Il est donc important que les anomalies générées en laboratoire soient représentatives de celles observées sur pièce.

Safran Aircraft Engines a réalisé un recensement d'anomalies présentes sur les pièces en vol. Il en ressort que les anomalies sur disques sont majoritairement des chocs et des rayures. Une analyse statistique des profondeurs par type d'anomalie et par pièce a ensuite été réalisée. Cette étude a permis d'établir la répartition de leur population en fonction de leur profondeur (cf. Figure B-65). A partir de cette analyse, on a fait le choix de limiter l'étude à la profondeur minimale détectable (100 μm) lors de simples contrôles visuels à l'aide d'une lumière rasante. Cette profondeur est la plus insidieuse car potentiellement celle qui a le plus de chance de ne pas être détectée. Cependant, cette faible profondeur implique également que les chocs créés le sont avec le moins d'énergie et donc possédant le moins de contraintes résiduelles. Ainsi, sans compréhension des phénomènes présents, les pièces réelles pourraient potentiellement rompre entre deux opérations de maintenance sans un contrôle assez fréquent.

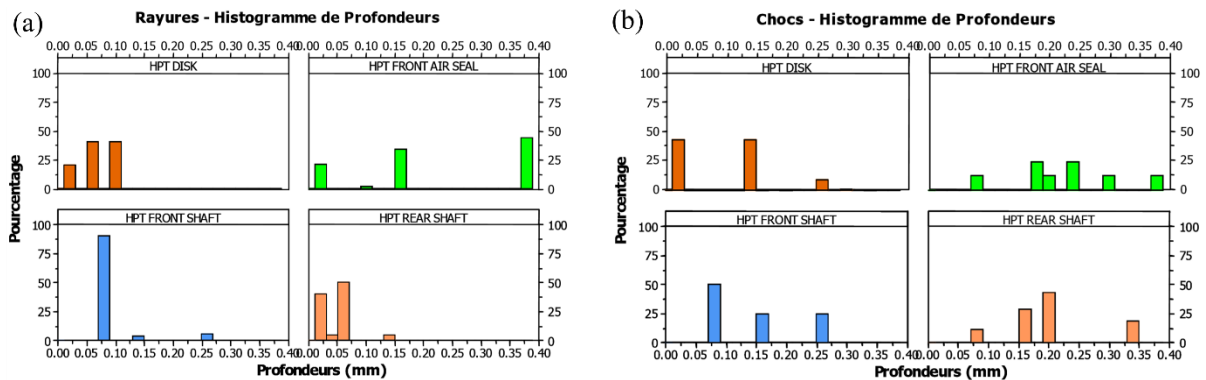


Figure B-65 : a) Histogramme de profondeurs des rayures et b) des chocs dans les pièces de turbine haute pression

B.3.1.b. Influence des anomalies sur la tenue en fatigue

Chen et al. [CHEN00] et Peter et al. [PETE00] ont montré que l'endommagement à partir des anomalies est dû à la superposition de 3 phénomènes :

- La géométrie de l'anomalie qui crée un gradient de contrainte ;
- L'introduction de l'anomalie, qui crée des déformations plastiques et donc des contraintes résiduelles ;
- La modification locale de la microstructure (création d'une zone de type « WEL » décrite plus tard, écrasement de grains, bande de glissement)

L'évaluation de l'impact de la géométrie est assez simple notamment à l'aide de calculs numériques par éléments finis ou analytiques. Cependant, l'évaluation de l'impact des contraintes résiduelles est une tâche moins aisée car celles-ci sont difficiles à caractériser expérimentalement ou à simuler numériquement alors qu'elles sont un paramètre de premier ordre sur l'endommagement. De plus, ce champ de contraintes résiduelles peut évoluer avec le temps et ce de manière différente en fonction du rapport de charge, de la température ou encore de la charge appliquée.

Cette superposition de champs mécaniques rend l'étude des chocs en entaille compliquée en soit. Afin de répondre à cette demande, on a fait le choix d'élargir la gamme d'anomalies de surface à d'autres anomalies que les chocs et les rayures, notamment celles réalisées par électroérosion, à l'aide d'un FIB et par polissage.

B.3.2. Méthodologie d'introduction, caractérisation et impact sur la tenue en fatigue des entailles et des anomalies de surface

B.3.2.a. Entaille EDM usinée par fils

Les entailles ont été introduites par électroérosion à l'aide d'un fil de 200 μm de diamètre. Puis, elles ont manuellement été polies. Après usinage à l'EDM, l'entaille possède une profondeur de 940 μm et un rayon de 4 mm (cf. Figure B-66 a, b et c). Un montage a été réalisé afin de garantir une mise en position identique à chaque usinage (cf. Figure B-66d). Après polissage, cette entaille mesure 985 $\mu\text{m} \pm 10 \mu\text{m}$ de profondeur et possède un rayon de 3,8 mm.

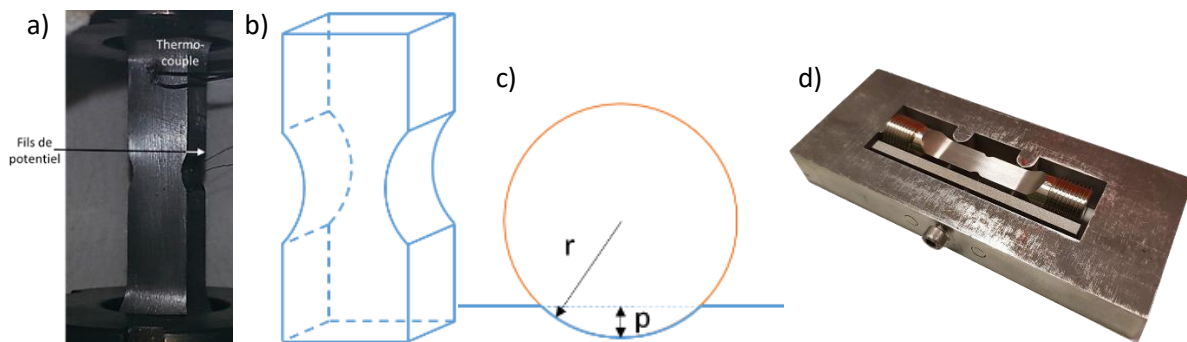


Figure B-66 : a) photo et b) et c) Schéma des entailles d'un rayon de 3,8 mm et d'une profondeur de 1 mm et d) montage de bridage de l'éprouvette pour la réalisation des entailles

L'usinage par électroérosion est connu pour affecter la rugosité et la microstructure de surface de la pièce usinée. Pour pallier le problème de rugosité, un polissage est effectué manuellement en fond d'entaille. Ce polissage enlève environ 50 μm de matière comme cité précédemment. Dans cette partie, on souhaite donc justifier que les résultats obtenus à partir d'usinage EDM ne sont pas influencés par ce type d'usinage. En d'autres termes, il convient de vérifier que la zone affectée thermiquement par l'usinage EDM a bien été supprimée lors du polissage.

Dans la littérature, les exemples d'usinage EDM sur Inconel 718 sont nombreux [ASPI08, KOU18, LI13, NEWT09, SAHU18, TANJ18, XAVI18]. On parlera donc des trois cas se rapprochant le plus de notre étude ainsi que du cas de la dégradation la plus sévère mentionné dans la littérature. Aspinwall [ASPI08], Newton [NEWT09] et Li [LI13] ont étudié l'impact d'usinage par EDM. Aspinwall, par exemple, a montré que l'usinage d'une passe normale par fil EDM engendre une rugosité caractérisée par une valeur R_a de 3 μm et une couche affectée thermiquement de 6 μm , alors que l'usinage d'une passe de finition se caractérise par une valeur de R_a de 0,2 sans couche affectée thermiquement visible. Newton a quant à lui testé des usinages avec des fils de 100 μm et 250 μm de diamètre. La couche refondue, comme on peut le voir sur Figure B-67A, entre le plaquage de nickel et

les lignes horizontales visibles, possède une épaisseur allant jusqu'à un maximum de 9 μm pour 7 μm de moyenne. Dans l'étude de Li, présentée en Figure B-67B, les surfaces affectées possèdent une moyenne respectivement de 13, 8, 5 et 3 μm et une rugosité R_a de 4, 3, 1,7 et 1,5 μm pour des conditions de décharge d'usinage très différentes mais non citées.

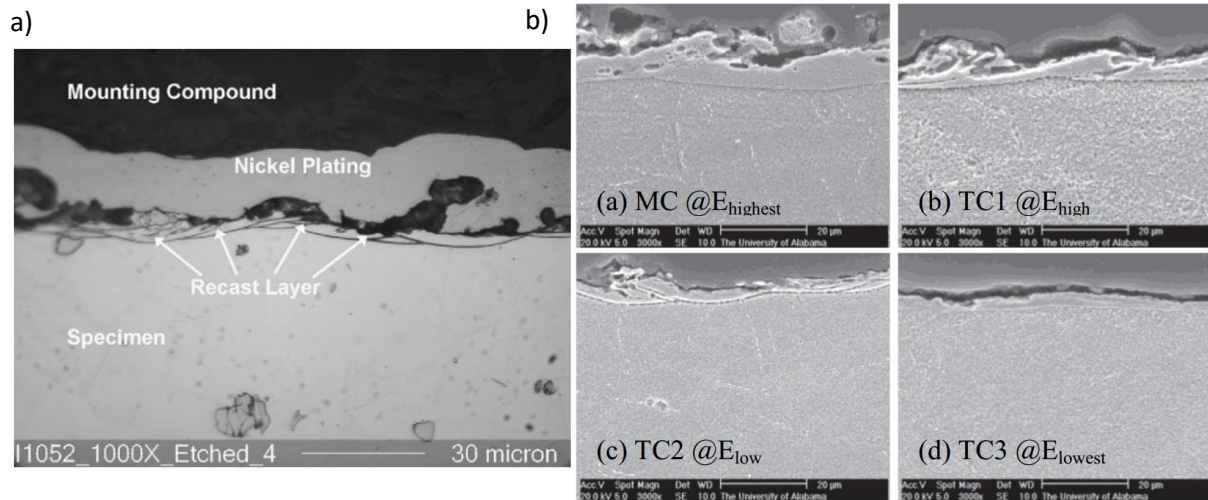


Figure B-67 : Micrographie après polissage et attaque d'un échantillon usiné par EDM à l'aide d'un fil de diamètre 250 μm [NEWT09] et exemple de couches affectées thermiquement avec différents tests d'usinage sur le niveau de décharge [LI13]

Dans la plupart des études citées précédemment, des essais de dureté par micro-indentation sont réalisés afin de vérifier un changement d'état de dureté avant et après l'usinage par fil EDM. Celui-ci est alors supposé être intégralement dû aux contraintes résiduelles. Cependant, Newton a réalisé des mesures plus fines de ce champ de déformation résiduelles par diffraction des rayons X [NEWT09]. Les résultats obtenus sont présentés sur la Figure B-68 et montrent que les contraintes résiduelles générées peuvent être limitées par une augmentation de l'énergie de l'étincelle au prix d'une zone affectée thermiquement plus importante. La valeur maximale de ces contraintes résiduelles s'étend de 220 à 450 MPa et passe de traction à compression entre 10 et 25 μm . Elles sont cependant présentes sur moins de 35 μm de profondeur.

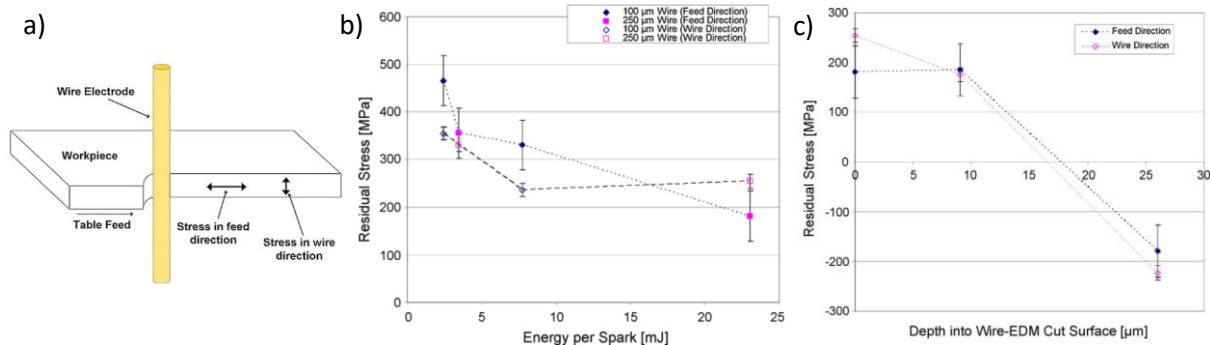


Figure B-68 : Étude des contraintes résiduelles avec a) orientation des mesures et direction de coupe du fil, b) fonction de l'énergie de l'étincelle et c) évolution dans la profondeur [NEWT09]

Ainsi, on peut conclure que le polissage effectué dans cette étude enlève la totalité de la couche affectée thermiquement par l'usinage ainsi que les contraintes résiduelles. Xavier et al., avec des usinages par enfonçage grossiers, ont montré que l'épaisseur de la couche affectée thermiquement en surface était comprise entre 30 et 70 μm pour l'Inconel 718. Le comportement du matériau est peu affecté par l'usinage, cependant l'état de surface est très dégradé, favorisant ainsi l'amorçage [XAVI18]. L'électrode utilisée dans cette étude est une plaque en cuivre de 70 mm x 20 mm x 10 mm parcourant tangentiellement la surface à usiner (cf. Figure B-69a). Les couches affectées thermiquement sont illustrées sur la Figure B-69.

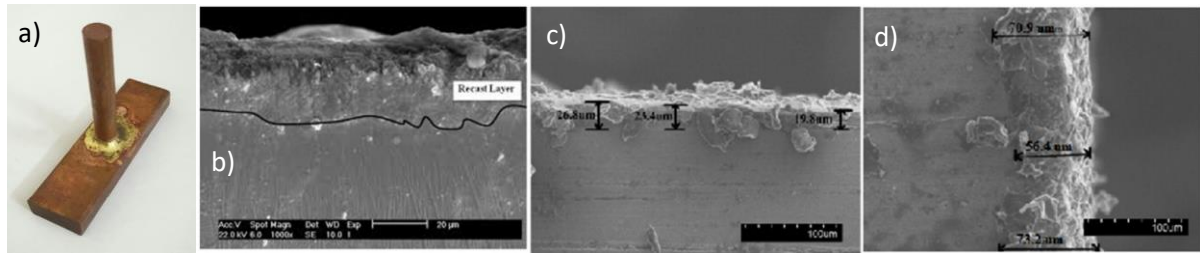


Figure B-69 : a) Électrode en forme de plaque utilisée pour l'étude et surface de refonte pour des usinages EDM de b) 8A ; c) 14A et d) 20A et une différence de potentiel de 6V [XAVI18]

Cette étude présente donc les surfaces les moins propres que l'on peut obtenir lors d'usinages par électroérosion. Xavier et al. montrent donc que, même avec des usinages moins soignés, en réduisant l'intensité du courant, on obtient des surfaces affectées thermiquement de moins de 30 μm [XAVI18]. Cependant, si l'objectif est de chercher à gagner en temps d'usinage, cette couche peut atteindre un maximum de 70 μm .

B.3.2.b. Montage de fixation

Un modèle d'éprouvette de référence Safran Aircraft Engines a été choisi pour les essais. La description de ces éprouvettes est réalisée plus précisément dans la partie D. Celles-ci possèdent des sections rectangulaires et une partie utile longue. Un montage spécifique pour l'introduction des anomalies a été élaboré. Ce montage est illustré sur la Figure B-70. Il possède une partie centrale qui permet de faire en sorte que l'éprouvette repose sur sa partie utile plutôt que sur les filets. Ce montage possède aussi un système de bridage (en rouge) qui permet de bloquer l'éprouvette dans la correcte position. Enfin, cinq trous de mise et maintien en position sont présents afin de pouvoir brider le montage pour l'usinage des anomalies (EDM, FIB, « fissureuse », choc). Un montage différent est utilisé pour l'usinage des entailles.

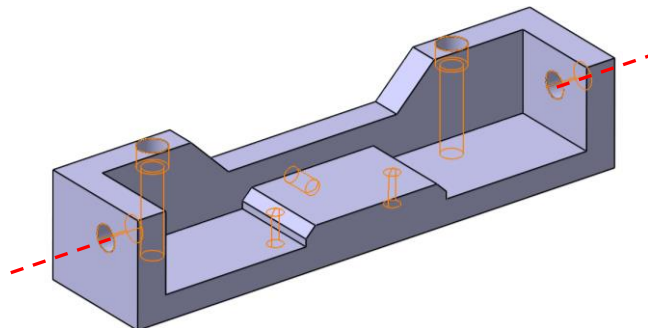


Figure B-70 : Vue 3D du montage de fixation KBr utilisé pour l'introduction des anomalies

B.3.2.c. Anomalies de surface de type EDM, usinées par enfonçage

L'anomalie sphérique réalisée par électroérosion ne correspond à aucun type d'anomalie de maintenance en particulier mais est testée et analysée afin de fournir des résultats de propagation servant de référence par rapport aux anomalies de maintenance. Les anomalies EDM sont usinées par enfonçage d'une électrode cylindrique d'un diamètre de 300 μm . L'anomalie est alors générée par l'arc électrique qui passe entre l'électrode et l'éprouvette. Plusieurs anomalies ont été usinées dans le matériau de l'étude afin de former l'électrode et de garantir une reproductibilité de l'usinage. Elles ont également permis d'identifier la profondeur d'usinage à indiquer en entrée de la machine afin d'obtenir les profondeurs souhaitées. Lorsque cette valeur est déterminée, trois anomalies sont réalisées afin de vérifier que la profondeur est correcte et reproductible. Un exemple d'anomalie réalisé au cours de cette étude est présenté sur la Figure B-71a et b. Un faciès de rupture d'anomalies de même type réalisé par Doremus est présenté Figure B-71c [DORE14]. On peut voir qu'il y a un changement de propagation à 35 μm (ligne jaune). En partant des connaissances exposées dans la

partie précédente sur l'usinage des entailles à l'EDM, on peut supposer que ce changement est dû à la zone affectée thermiquement, aux contraintes résiduelles ou au concentrateur de contrainte.

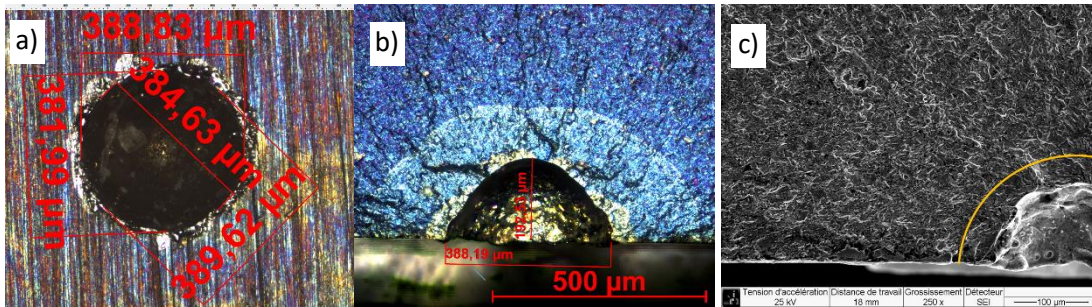


Figure B-71 : Exemple d'anomalie EDM usinée sur une éprouvette, a) avant et b) après essai c) et observation MEB d'un faciès de rupture à partir d'une anomalie EDM de 100 μm [DORE14]

B.3.2.d. Anomalie de surface de type FIB

La technologie à l'aide de FIB a été développée dans les années 70 avec pour objectif d'être capable d'usiner des échantillons assez fins pour les microscopes à transmission [NGUY12]. Aujourd'hui, la technologie FIB est aussi utilisée pour l'usinage de micro-piliers ou encore pour la réalisation de mouchetis aléatoires en surface d'un échantillon pour de la corrélation d'image. Elle reste encore aujourd'hui l'une des méthodes d'usinage les plus précises [RAJP15]. L'introduction d'anomalie de surface réalisée par FIB est une pratique récente que on va utiliser afin d'émuler une fissure (dimension de l'ouverture faible en comparaison des autres dimensions).

L'éprouvette est introduite dans la chambre du microscope bridée sur le montage présenté dans la partie B.3.2.b. Celui-ci est maintenu en position à l'intérieur de la chambre à l'aide de deux pions de placement introduits dans les trous prévus à cet effet, présentés en Figure B-72b. Enfin, des tests sont effectués afin d'optimiser les paramètres d'usinage des anomalies. D'abord des tests de gravure de trous carrés de 20x20 μm à fond plat (cf. Figure B-73a), puis des tests d'usinage des anomalies avec courbures (cf. Figure B-73b et c)

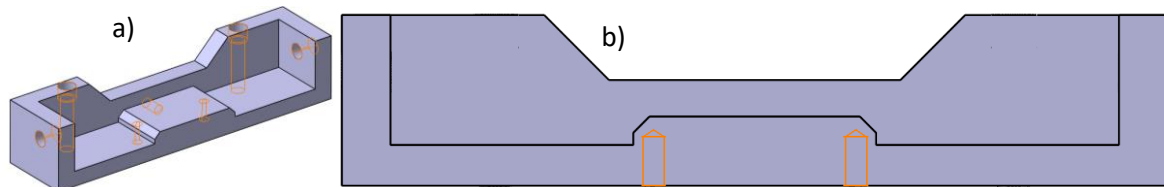


Figure B-72 : a) Vue 3D du montage et b) vue de face avec les trous servant aux pions de placement

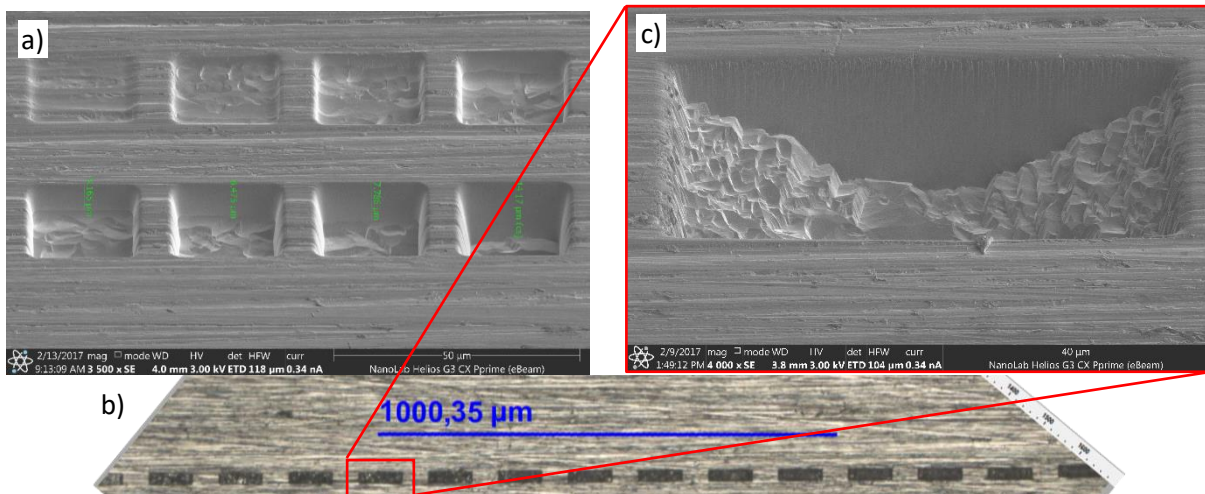


Figure B-73 : Tests a) de gravure et b) et c) d'usinage d'anomalies réalisées sur une éprouvette KBr

Dans la littérature, peu d'exemples d'introduction d'anomalie de surface par usinage FIB sont disponibles. Aucune n'a été trouvée dans un superalliage. Sato et Takahashi ont usiné des anomalies de surface dans une céramique afin d'évaluer leur impact sur la durée de vie (cf. Figure B-74). Menzel et Dauskardt ont réalisé des anomalies plates et sphériques afin de comparer les propagations de fissures (cf. Figure B-75). Les auteurs sont cependant d'accord pour conclure que les anomalies FIB de faibles ouvertures pouvaient être utilisées en tant que petites fissures initiales. La Figure B-76 présente les anomalies FIB utilisées dans cette étude ; seules les dimensions changent, pas la forme ni la dimension d'ouverture en surface.

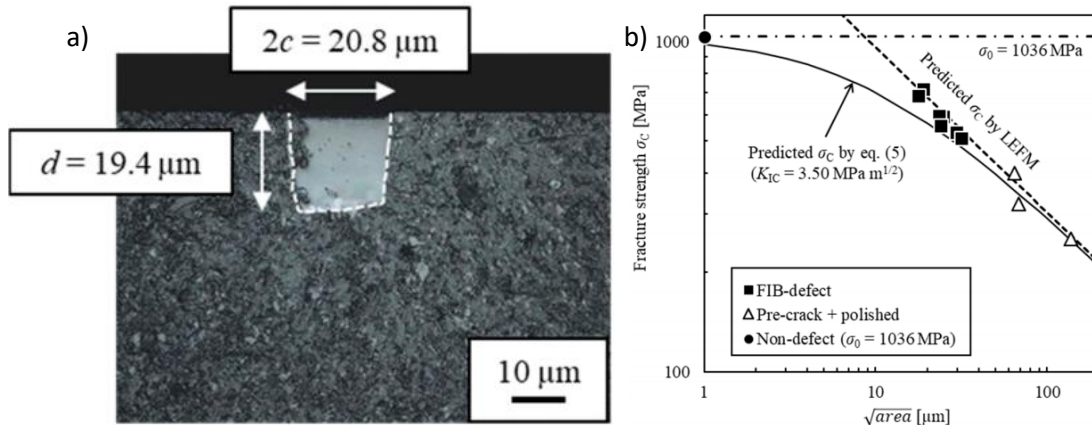


Figure B-74 : a) Exemple d'introduction d'une anomalie de surface FIB dans de la céramique Al_2O_3/SiC et b) comparaison entre essais et prédiction [SATO18]

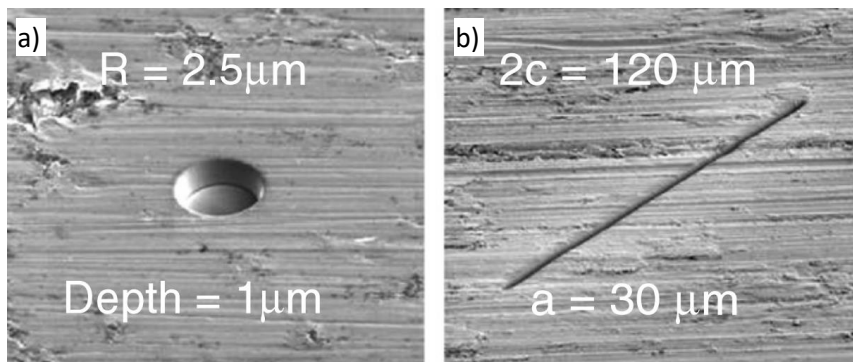


Figure B-75 : Exemples d'aspect d'anomalies réalisées au FIB dans un alliage métallique amorphe à base zirconium a) sphérique et b) linéique [MENZ08]

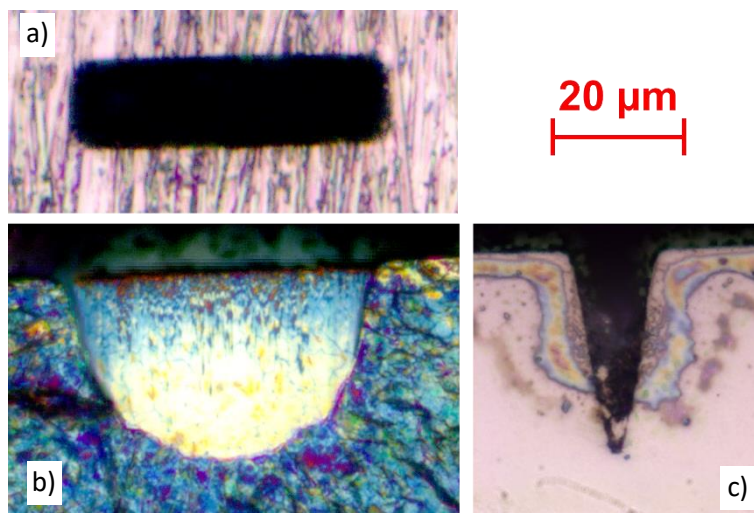


Figure B-76 : Anomalie FIB a) en vue de dessus, b) sur un faciès de rupture et c) en vue de coupe

B.3.2.e. Anomalie de surface de type « fissureuse »

Les anomalies « fissureuses » n'ont pas vocation à être représentatives de celles rencontrées sur la flotte. Elles sont testées et analysées dans le but de fournir une base de comparaison avec les anomalies de type choc. Comme on va le voir, celle-ci possèdent des géométries proches mais les méthodes d'introduction et l'impact sur le matériau sont très différents.

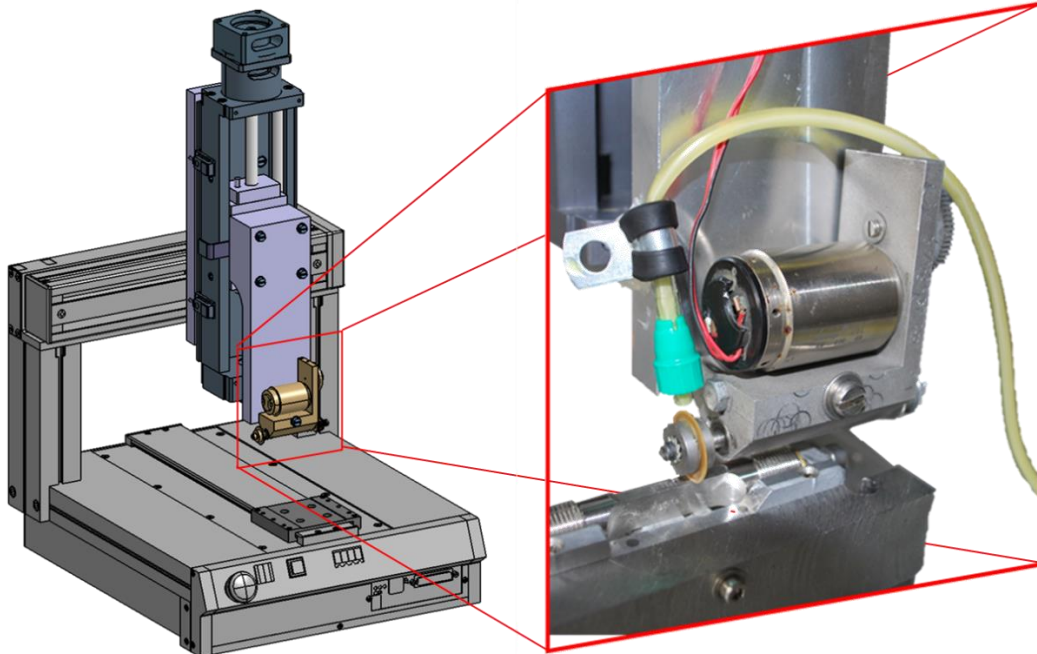


Figure B-77 : Modélisation 3D de la « fissureuse » et de sa table trois axes ainsi qu'un zoom sur les pièces réelles

Les anomalies « fissureuses » sont réalisées par polissage à l'aide d'un disque en zircone entraîné en rotation par un moteur électrique à une faible vitesse de 2 tr/s (cf. zoom Figure B-77). Ce dispositif est monté sur une table trois axes dont l'axe vertical est micrométrique. L'approche du disque à moins de 100 μm de la surface de l'éprouvette est assurée à l'aide d'une lumière rasante et de l'ombre projetée du disque sur l'éprouvette (cf. Figure B-78). La tangence est ensuite déterminée à l'oreille. En effet, un changement de bruit est perceptible car le moteur électrique de faible couple rencontre une résistance. Lorsqu'une observation est réalisée après cette étape, sous microscope à mesure topographique, on observe un changement local d'état de surface de l'éprouvette mais pas de changement de hauteur mesurée. La rayure engendrée par la mise en tangence de la lame est donc inférieure à la résolution du microscope, qui est strictement inférieure à 2 μm .

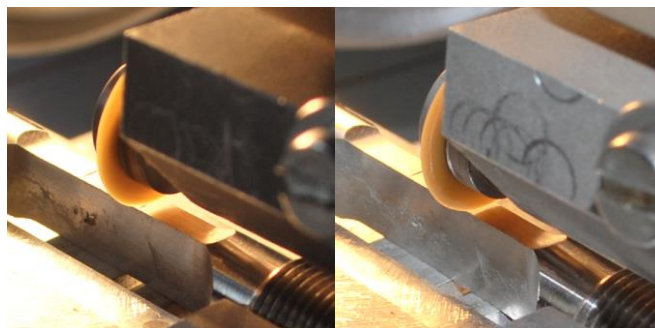


Figure B-78 : Deux positions proches de la lame où la distance entre l'éprouvette et la lame est visible à l'aide des ombres projetées

Une solution diamantée à particules de 6 μm est utilisée et déposée au-dessus du disque, venant polir l'anomalie de surface sur l'éprouvette. Un débit de l'ordre de 0,15 mL/h est assuré à l'aide d'un pousse-seringue à entraînement automatique.

Afin d'éviter d'éventuelles vibrations, on souhaite avoir un usinage le plus lent possible mais réalisable en 12 heures afin de pouvoir les réaliser la nuit lorsque les vibrations sont au plus bas. La vitesse idéale serait de l'ordre de $30 \mu\text{m/h}$. L'axe micrométrique ne permet pas d'avoir des vitesses inférieures à $150 \mu\text{m}$ par heure de manière stable. Afin de passer outre cette limitation, des passes de $3 \mu\text{m}$ sont réalisées. La transition entre chaque passe s'effectue à $150 \mu\text{m/h}$ puis l'outil est maintenu à hauteur constante pendant 5 minutes.

La longueur en surface est fortement dépendante de la profondeur de l'anomalie et du diamètre de disque d'usinage. Dans notre cas, on a choisi d'introduire des anomalies de surface d'environ 3 mm pour $100 \mu\text{m}$ de profondeur à l'aide de disques d'usinage de diamètre 18 mm . La largeur en surface est de l'ordre de $200 \mu\text{m}$ et le rayon de fond d'entaille varie de 20 à $50 \mu\text{m}$ en fonction de l'affutage du disque.

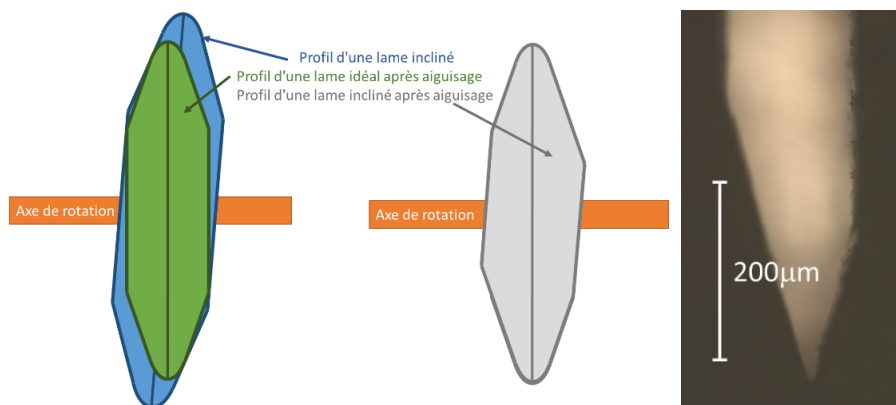


Figure B-79 : Schéma de principe d'une lame inclinée affûtée et empreinte d'un tel aiguisage

Une difficulté supplémentaire est relative à la position exacte de l'anomalie de surface en fond d'entaille. En effet, si la lame est inclinée, le protocole d'aiguisage crée une lame dissymétrique dont le schéma de principe et un exemple sont montrés sur la Figure B-79. Le fil de la lame forme bien un cercle centré sur l'axe de rotation mais le profil réel de la lame est trompeur. Ceci, associé à l'erreur de manipulation de l'opérateur, fait que les anomalies de surface ne sont pas positionnées au fond de l'entaille mais décalées de quelques centaines de microns (cf. Figure B-80).

Enfin, un étalonnage est nécessaire pour assurer le contrôle de la profondeur. En pratique, il est nécessaire de descendre la lame en zircone d'environ $200 \mu\text{m}$ afin d'obtenir une anomalie d'environ $100 \mu\text{m}$ de profondeur. En effet, la lame s'use autant que le matériau pendant la fabrication de l'anomalie. Il est à noter qu'utiliser un disque qui a déjà servi permet d'avoir moins de dispersion sur la profondeur mais un rayon de fond d'anomalie plus important. Un exemple d'anomalie de surface de type « fissureuse » est présenté sur la Figure B-81.

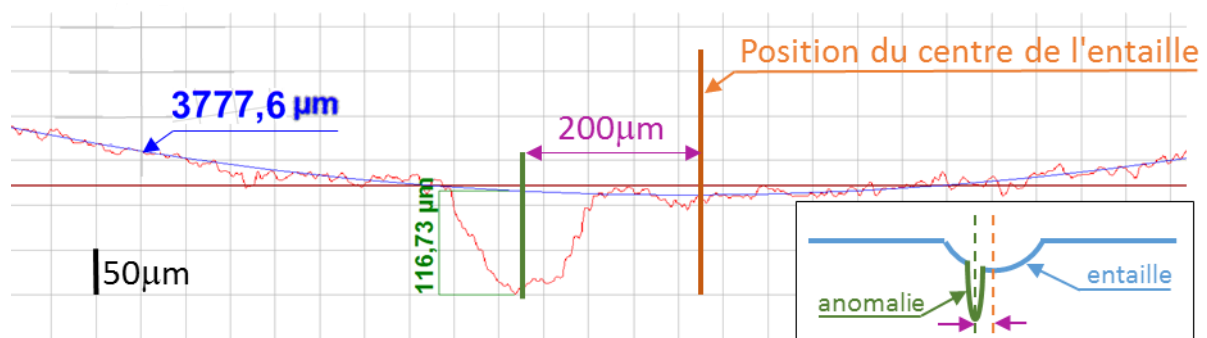


Figure B-80 : Exemple de mesure d'un profil d'entaille avec anomalie de surface décentrée

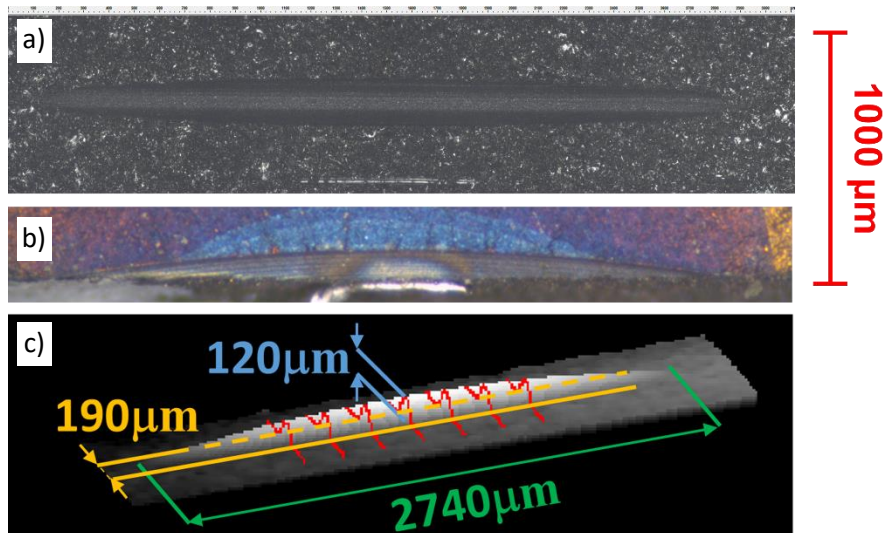


Figure B-81 : Exemple d'une anomalie « fissureuse » a) en vue de dessus, b) sur un faciès de rupture et c) et sur un relevé topographique

L'observation extérieure d'une anomalie « fissureuse » laisse à penser que sa fabrication ne crée que très peu de déformation. En effet, par le biais d'observations optiques, aucun bourrelet de matière n'est visible et le profil de l'anomalie est très propre, comme on peut le voir sur la Figure B-81. De plus, une observation au MEB de ce type d'anomalies montre que la microstructure autour de l'anomalie semble non affectée par l'introduction par polissage (cf. Figure B-82) [DORE14].

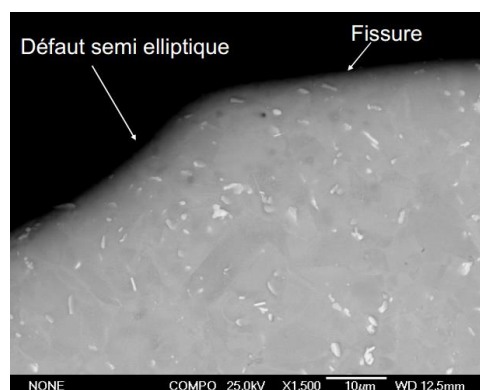


Figure B-82 : Vue au MEB sous électrons rétrodiffusés de la coupe transverse d'une anomalie « fissureuse » post-mortem [DORE14]

B.3.2.f. Anomalie de surface de type choc

La méthodologie d'introduction des chocs reprend le principe de la chute d'un outil sur une pièce. Un montage Safran Aircraft Engines a été reproduit à l'ENSMA. Un outil en carbure (cf. Figure B-83a et b) fixé à un porte-outil cylindrique est mis au contact de l'éprouvette. Une masse de 2 kg est ensuite lâchée sur le porte-outil. La chute est guidée verticalement à l'aide d'une colonne. La profondeur du choc obtenue dépend donc de la hauteur de lâcher de la masse. Il est important de vérifier l'état de l'outil après chaque usinage car celui-ci tend à s'abimer (Figure B-83c). La principale difficulté lors de l'utilisation de ce type de montage est la maîtrise du rebond de la masse de l'outil afin de ne pas impacter une seconde fois l'éprouvette.

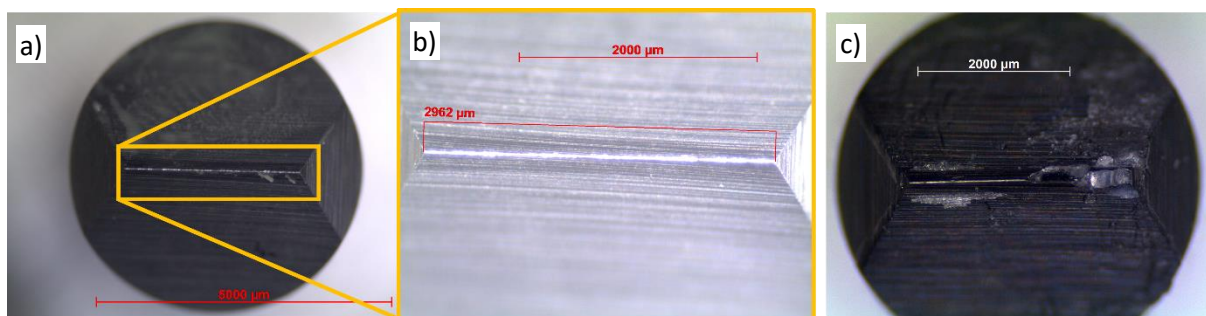


Figure B-83 : a) Outils de choc en vue de dessus avec b) un zoom sur la partie utile et c) le même outil après endommagement

Les chocs étudiés ici ont été réalisés par des chutes de masse de moins de 1 mètre de hauteur. On a donc des vitesses d'impact inférieures à 4 m/s. Les profils apparaissent propres, nets et réguliers, comme on peut le voir sur la Figure B-84a. Cependant, la mesure topographique réalisée à l'Alicona InfiniteFocus, utilisant le principe de variation de la focale, montre la présence de bourrelets de matière en surface de 18 µm de hauteur (Figure B-84b). Ces bourrelets sont le signe d'un repoussement important de matière.

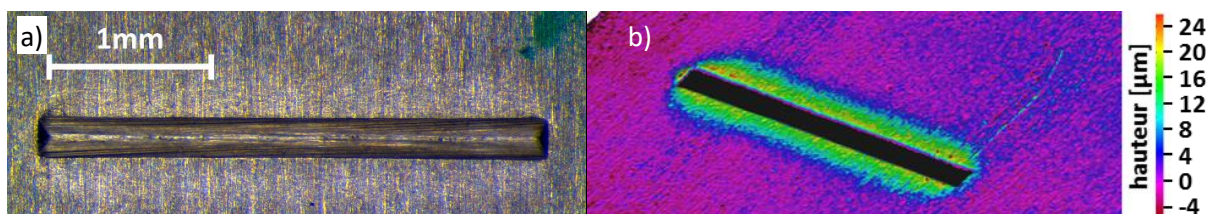


Figure B-84 : a) Vue de dessus et b) topographie des bourrelets de matière d'un choc

Doremus a montré la présence d'une White Etching Layer (WEL) (cf. Figure B-85a) d'une épaisseur de 20 µm au bord d'un choc non testé en fatigue à l'aide d'une attaque à l'eau régale [DORE14]. Lors des essais de fatigue, des fissures traversant la WEL mais arrêtées par l'alliage montrent la fragilité de la WEL (cf. Figure B-85b). Cette zone est connue pour sa nocivité. Wusatowska a montré que la durée de vie dans le domaine LCF était plus faible de quasiment une décade en présence d'une WEL dans l'alliage IN100 [WUSA11]. Cette diminution serait attribuée à une perte de ductilité qui induit un amorçage plus rapide.

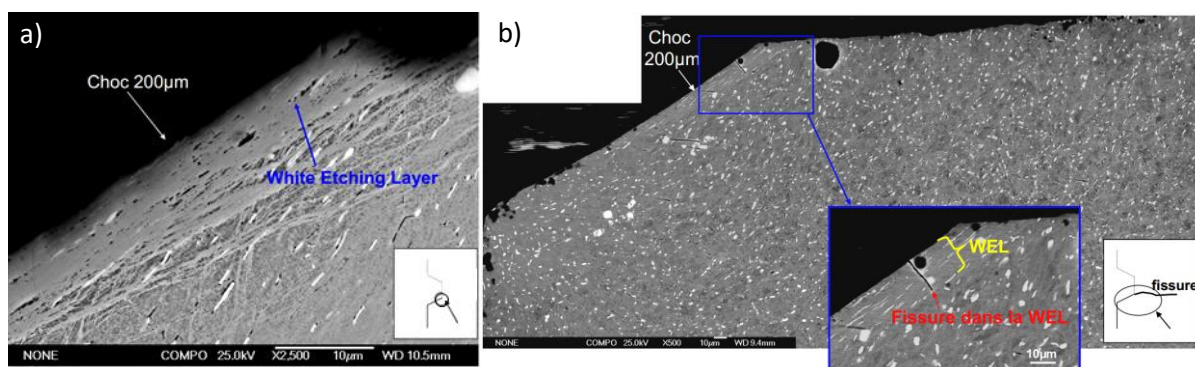
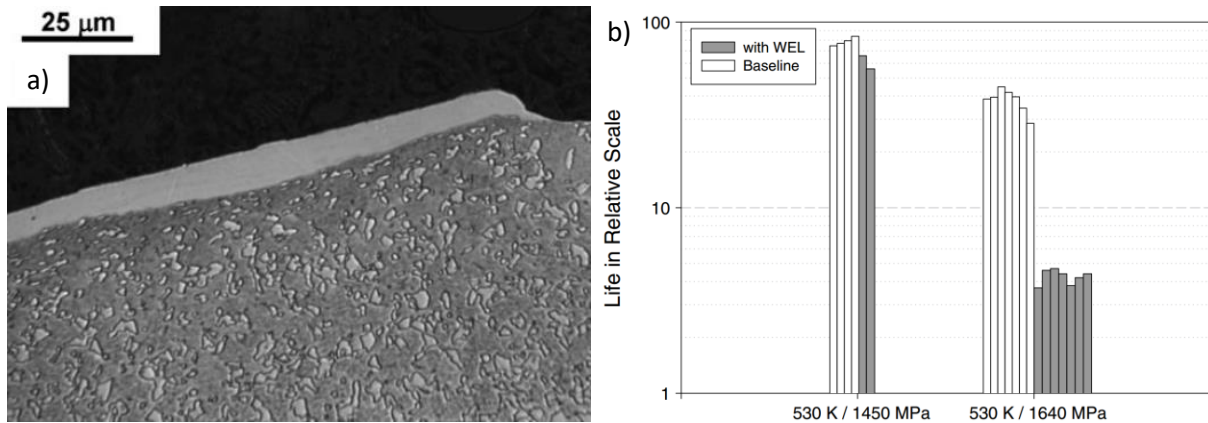
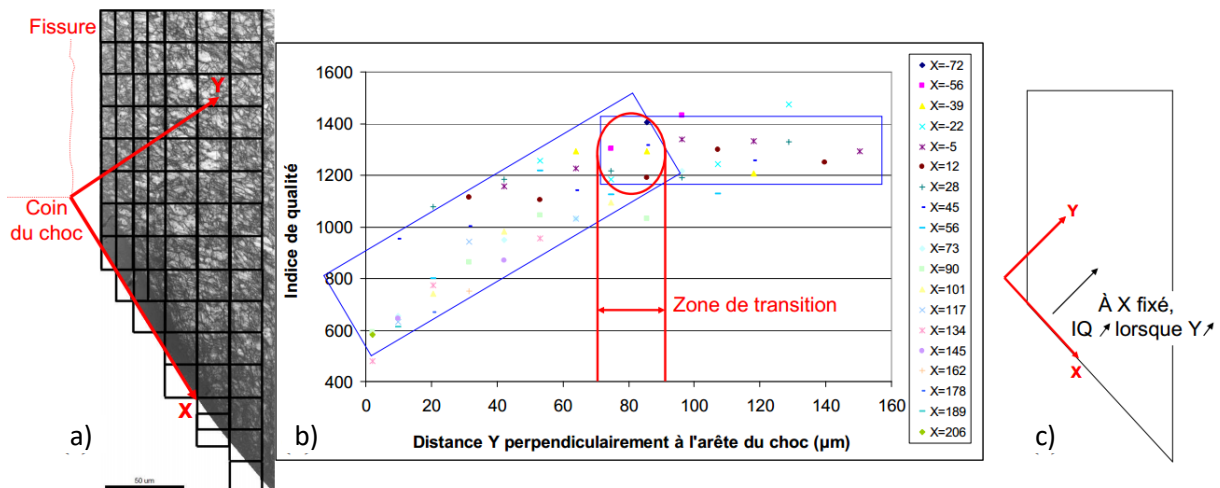


Figure B-85 : Observation d'une WEL au fond d'une anomalie de type choc a) non testée et b) testée en fatigue [DORE14]



Doremus a réalisé une étude EBSD de la microstructure située sous un choc testé en fatigue (cf. Figure B-87) [DORE14]. L'indice de qualité, indicateur qualitatif de l'écroissage, montre qu'une zone écroie est présente sur le bord du choc sur une profondeur d'environ 80 µm. Cette distance est cohérente avec l'étude de la désorientation cristallographique locale de type KAM. La zone écroie correspond à la zone avec une forte désorientation. Cette étude a aussi permis de montrer que l'écroissage est plus important en surface qu'au fond du choc. Ce dernier pourrait expliquer le fait que la fissuration de la WEL ne produise pas de fissure propageant autre part qu'au fond du choc.



En plus de créer une WEL, l'introduction d'anomalie de type choc crée une zone de contraintes résiduelles. Gourdin, à l'aide de mesures de micro-dureté, a mis en évidence la zone affectée par l'introduction d'un choc de 150 µm dans le superalliage à base nickel René 65. Cependant, les mesures de micro dureté ne permettent de capter que qualitativement la somme de l'écroissage et des contraintes résiduelles, sans possibilité de les découpler. La zone affectée possède une épaisseur d'environ 350 µm sur les bords et d'environ 200 µm directement sous le choc. (cf. Figure B-88a). Les méthodes classiques tels que la diffraction des rayons X (avec l'utilisation de la loi de Bragg), les ultrasons (effet acoustoélastique) et mesure de champ magnétique (pour les matériaux ferromagnétique). Des mesures au synchrotron permettent ainsi de mesurer des déformations résiduelles et d'en déduire les contraintes résiduelles (cf. Figure B-88b). La diffraction des rayons X permet des mesures spatialement précises en surface mais les dispositifs de laboratoire ne permettent pas d'avoir une énergie suffisante pour traverser la matière et donc mesurer les déformations dans le volume et d'en déduire une évaluation des contraintes. En laboratoire, les contraintes résiduelles

évaluées sont donc surfaciques. Néanmoins, une solution consiste à caractériser une surface puis de réaliser un électro-polissage afin d'enlever de la matière et de réaliser à nouveau des mesures. La répétition des mesures donnant ainsi des informations successives en profondeur. Cependant, cette technique est extrêmement chronophage et dépendante des contraintes relâchées lors du polissage. Une méthode alternative consiste à découper au fil pour déterminer les contraintes en profondeur mais dans ce cas une relaxation de ces champs est aussi possible, relaxation non quantifiable. D'autres méthodes sont possibles tels que la mesure de champ magnétique où à l'aide d'ultrasons. Toutefois, ces dernières donnent des mesures volumiques de faible résolution spatiale. L'utilisation de la diffraction des rayons X au rayonnement synchrotron permet des mesures volumiques spatialement précises.

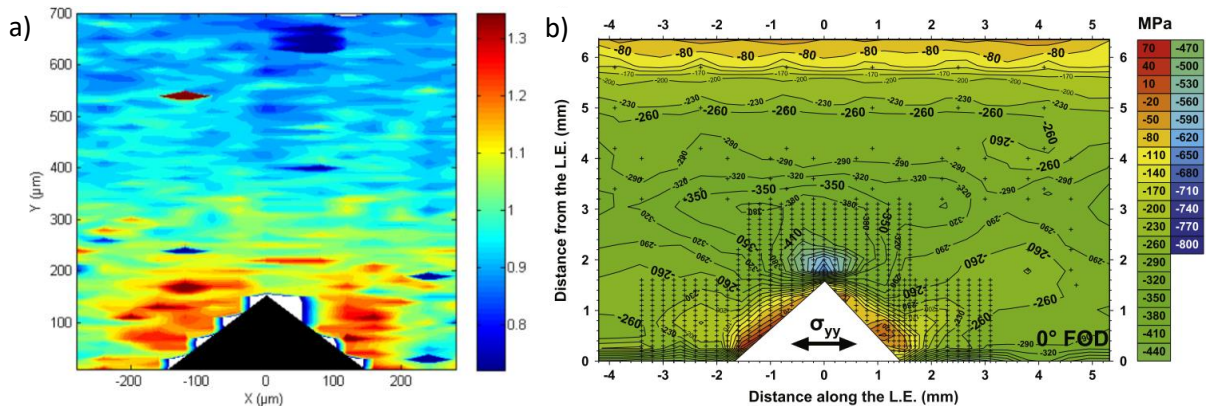


Figure B-88 : Cartographie des mesures de micro-dureté HV normées sous un choc de 150 µm sur René 65 [GOUR15] ainsi que l'évaluation de contrainte au synchrotron [ZABE13]

Gourdin a également évalué les contraintes résiduelles à l'issue d'un choc par calculs éléments finis (cf. Figure B-89). L'éprouvette est considérée comme un solide déformable possédant une loi de comportement défini avec un écrouissage cinématique non linéaire. Il a ainsi modélisé l'introduction d'un choc créant des contraintes résiduelles. Par la suite, ces contraintes ont été relâchées au cours d'un chargement cyclique.

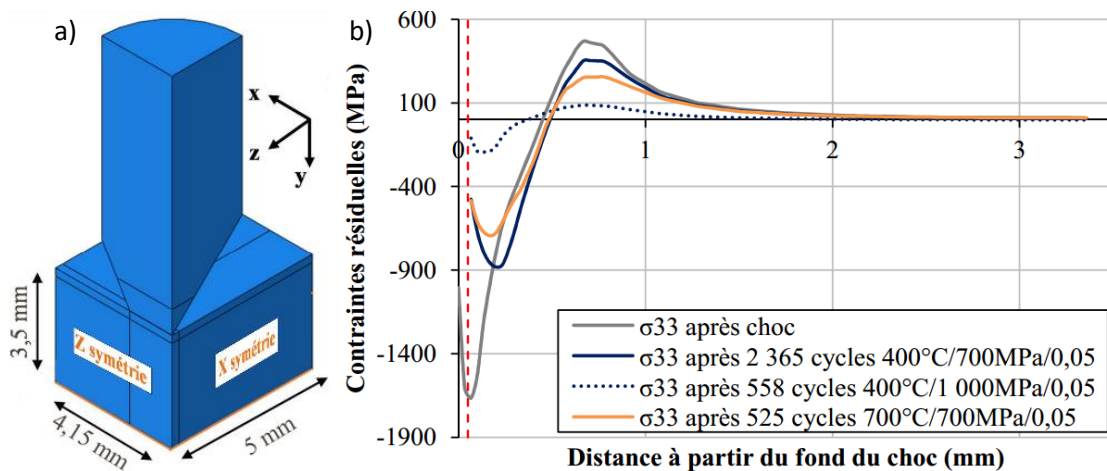


Figure B-89 : a) Modèle 3D d'introduction d'un choc et b) Evolution de la contrainte σ_{33} en fonction de la direction y et influence de la relaxation [GOUR15]

Dans le cadre d'une collaboration entre le LMT Cachan et le laboratoire PPRIME, des chocs et des essais ont été réalisés au sein du laboratoire PPRIME pour les travaux de Sadriji [SADR19]. Après fabrication de ces chocs, certains ont subi une centaine de cycles de fatigue à différents niveau de contrainte, à $R = 0.05$ et à $T = 20^\circ\text{C}$ et 550°C . L'objectif était d'évaluer la relaxation de contraintes résiduelles tout en garantissant un non-amorçage de fissures au fond du choc. Ensuite, des échantillons de 800 µm d'épaisseur ont été prélevés autour de ces chocs par EDM. Les chocs, relâchés et non relâchés,

ont ensuite été analysés au synchrotron de l'ESRF (European Synchrotron Radiation Facility) afin d'évaluer les contraintes résiduelles via des mesures de déformations résiduelles [SADR19]. Les travaux en question sont actuellement non publiés mais notre partenariat nous permet de montrer un premier dépouillement issu de cette étude sur la Figure B-90a. Il s'agit de la moyenne dans la direction notée X, suivant l'axe noté Y des mesures de déformation plastique dans la direction Z (bleu) et Y (vert). On remarque aussi des allures similaires aux simulations réalisées par Gourdin pour un choc de 150 μm sur du Ren 65, comparées à l'expérience de choc de 200 μm sur de l'Inconel 718DA. La relaxation aussi est comparable (cf. Figure B-90b). Dans les simulations, le maximum de la contrainte diminue de 2Re MPa à 1,12Re MPa, soit une baisse de 45% et se décale en profondeur de plus de 100 μm . Sadriji a de son côté mesuré une variation des déformations de 0,004 à 0,0025, soit une relaxation de 38% (en considérant les contraintes proportionnelles aux déformations). De plus, la position des pics a aussi été déplacée de 100 μm en profondeur. Cependant, les mesures réalisées au synchrotron montrent qu'une déformation résiduelle ϵ_{p33} est présente après 3 mm de profondeur. On pourrait penser à un effet du mode de prélèvement de l'échantillon.

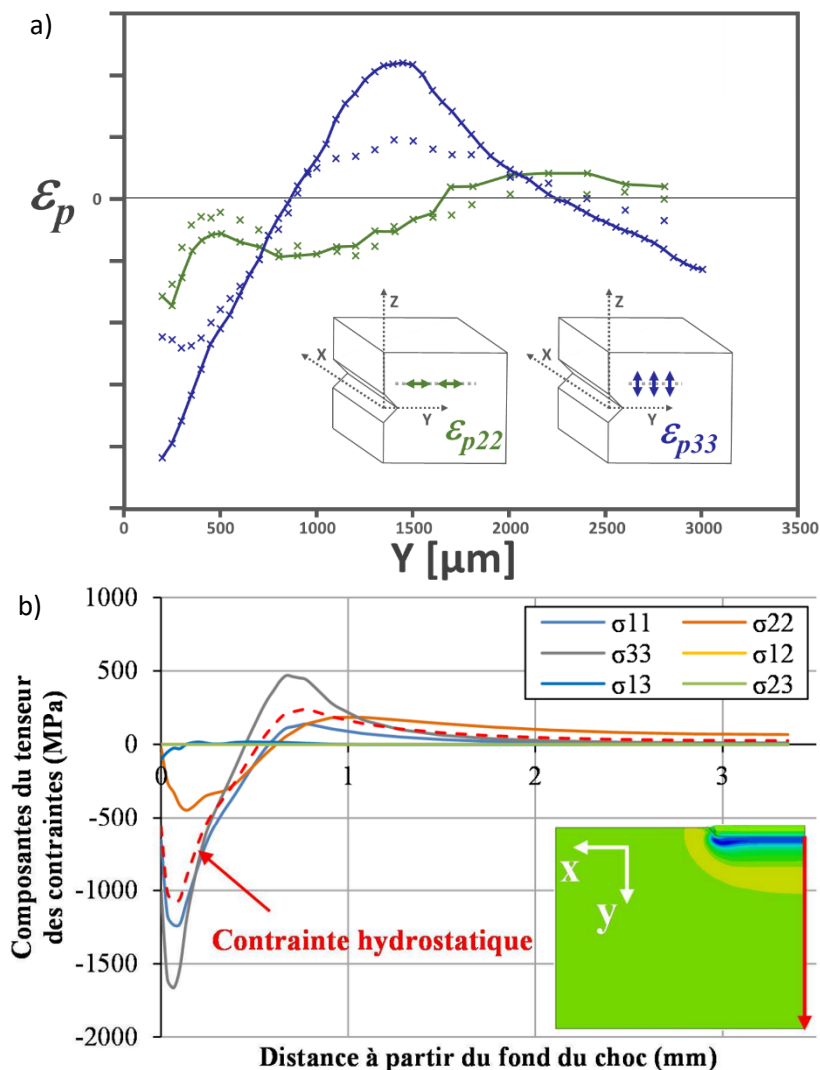


Figure B-90 : a) Mesure de déformations résiduelles au synchrotron autour d'un choc de 200 μm [SADR19] et b) composantes du tenseur des contraintes après simulation d'un choc de 150 μm [GOUR15]

B.4. Concentrateur de contrainte

B.4.1. Influence des concentrateurs de contrainte sur la tenue en fatigue

Les entailles géométriques telles que les trous, les filets ou les réductions de section sont inévitables sur les structures. Ces zones de concentration de contraintes entraînent par définition des gradients de contraintes. Plus l'acuité du concentrateur est élevée, plus l'intensité de la décroissance de la contrainte derrière le fond de l'entaille est importante. Ceci sera démontré par éléments finis dans la partie B.4.2. Cette acuité dépend majoritairement du rayon et de la profondeur du concentrateur de contraintes. Par conséquent, des effets d'échelle et de forme interviennent lorsque l'on souhaite appliquer des résultats de fatigue à des composants entaillés. Les premières estimations des prédictions de durée de vie ont été réalisées en supposant une contrainte maximale homogène sur tout le ligament. Il s'est toutefois révélé que cette méthode était trop conservatrice [MÄDE17].

L'amorçage est principalement régi par deux grandeurs mécaniques : l'amplitude de la contrainte (ou de la déformation) ainsi que la contrainte maximale présente sur l'éprouvette. Ces dernières sont fortement impactées par le facteur de concentration de contraintes K_t . La propagation de fissure est quant à elle fortement impactée par le Facteur d'Intensité des Contraintes (FIC) présent le long du front de fissure. Afin de prendre ces différents effets en compte, la méthode « Stress Gradient Factor » (SGF) proposée par El Haddad et al. est utilisée afin de calculer des valeurs de FIC représentatives de la superposition des phénomènes présents (cf. Figure B-91) [ELHA81]. Cette méthode est une résolution analytique superposant le calcul d'une plaque infinie (a), le facteur correctif η d'une plaque semi-infinie (b), une fonction prenant en compte la réduction de ligament dépendant du facteur a/W (c), et enfin une fonction facteur de gradient de contraintes K_{gr} qui elle-même est fonction de la géométrie et du chargement. .

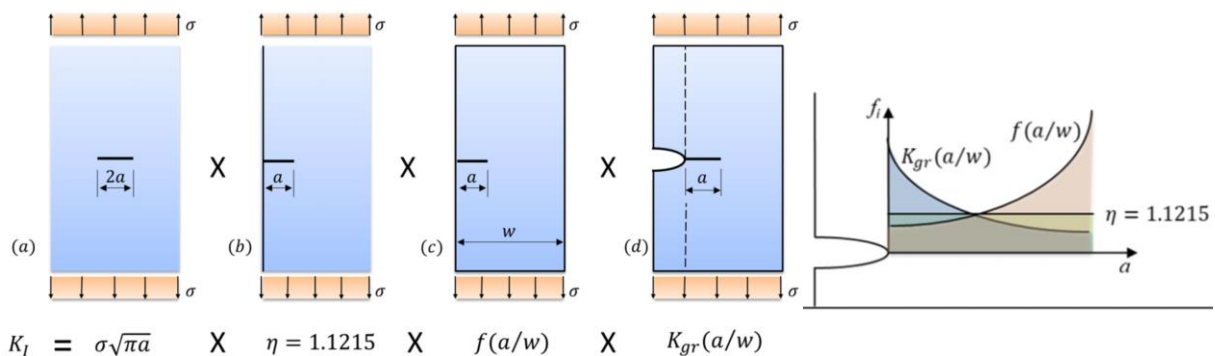


Figure B-91 : Concept de l'approche SGF [DEOL19]

La forme de l'entaille a son importance, c'est pourquoi de nombreuses géométries sont considérées dans la littérature, comme le montre la Figure B-92.

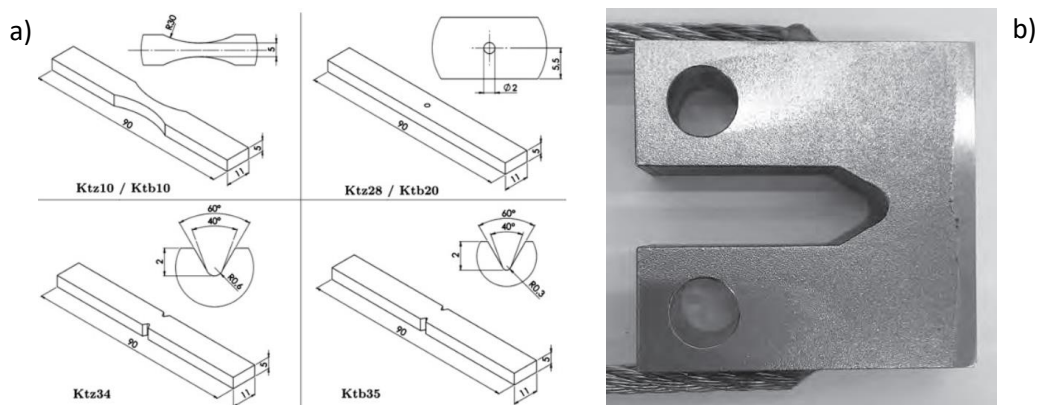


Figure B-92 : Différents concentrateurs de contraintes a) [GÖTZ13] et b) [ERIK18]

Cependant, Eriksson et al. ont essayé de déduire la durée de vie d'une éprouvette entaillée à l'aide de données obtenues sur des éprouvettes lisses en Inconel 718 [ERIK18]. Lors de ces essais, la phase d'amorçage, très influencée par l'entaille, représentait 60% de la durée de vie totale. Pour cela, ils ont utilisé la déformation plastique en fond d'entaille pour déterminer une distance critique, définie comme la distance où la contrainte est égale à la contrainte critique σ_0 . Cependant, l'effet dû à diminution de la contrainte dans le ligament en aval des entailles est le plus efficace dans le domaine LCF (5K – 10K cycles). En effet, dans ce domaine, la rupture se produit lorsque la fissure est encore présente dans le champ d'interaction de l'entaille. Dans le domaine HCF, la prise en compte ou non du gradient donne des approximations proches l'une de l'autre et les deux courbes déduites surestiment grandement les durées de vie en comparaison de celles expérimentales.

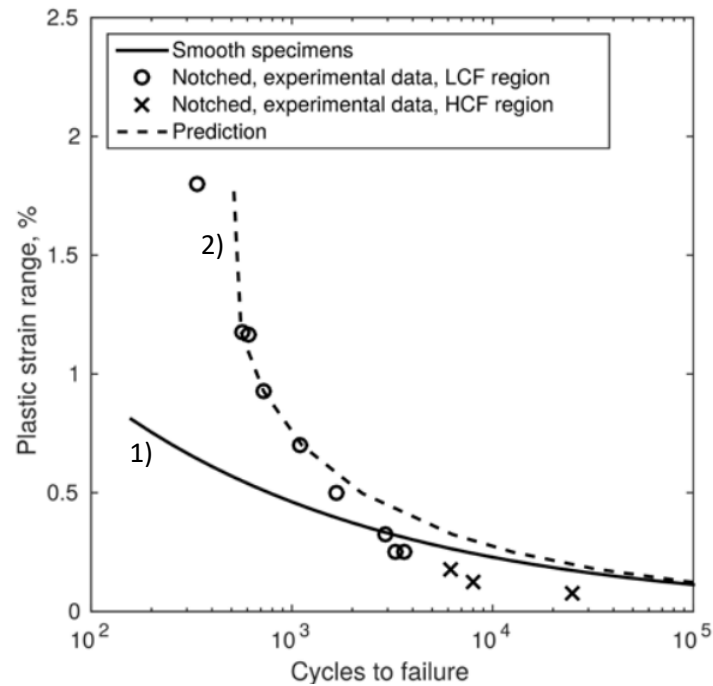


Figure B-93 : Comparaison de prédiction de durées de vie réalisée sur une éprouvette entaillée en utilisant
 (1) la contrainte maximale en fond d'entaille et
 (2) la déformation plastique à la distance critique avec une calibration $\Delta\epsilon_p-N_f$ d'éprouvette lisse [ERIK18]

B.4.2. Accommodation de zones plastifiées en entaille

L'un des principaux facteurs d'influence sur la vitesse de propagation de fissure est le niveau de sollicitation du matériau. Ainsi, en étudiant l'effet des entailles sur la propagation de la fissure, il est utile de regarder l'influence de concentrateurs de contraintes sur l'évolution du champ mécanique. Ainsi, les analyses de fissuration peuvent être conduites lorsque le champ de contraintes n'évolue plus ou lorsqu'il est encore en phase transitoire. En effet, comme explicité dans la partie B.2.3.a, les matériaux peuvent présenter des comportements d'adaptation avec une phase transitoire lorsque la contrainte dépasse la limite élastique. Dans cette étude, on utilisera une loi de comportement élasto-plastique fournies par SAFRAN Aircraft Engine à double écrouissage cinématique non linéaire dont les équations constitutives sont définies ci-après :

$$\begin{cases} \underline{\sigma} = \underline{C} : \underline{\varepsilon} \\ \underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^p \\ f(\underline{\sigma}, \underline{X}) = J(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R_0 \\ \dot{\underline{X}} = \sum_{i=1}^2 \frac{2}{3} C_i \dot{\underline{\varepsilon}}^p - D_i \underline{X}_i \dot{p} \end{cases}$$

Tableau 4 : Paramètres de la loi de comportement de l'Inconel 718DA

Une éprouvette entaillée soumise à une force à ses extrémités (notre cas d'étude) possède en fond d'entaille un comportement similaire à un pilotage en déformation (les cas a) et b) de la Figure B-26 sont donc présents). Une zone en fond d'entaille peut subir localement un comportement similaire à celui d'un matériau soumis à des déformations imposées alors que l'entaille subit, à ses extrémités, une contrainte imposée (cf. Figure B-94).

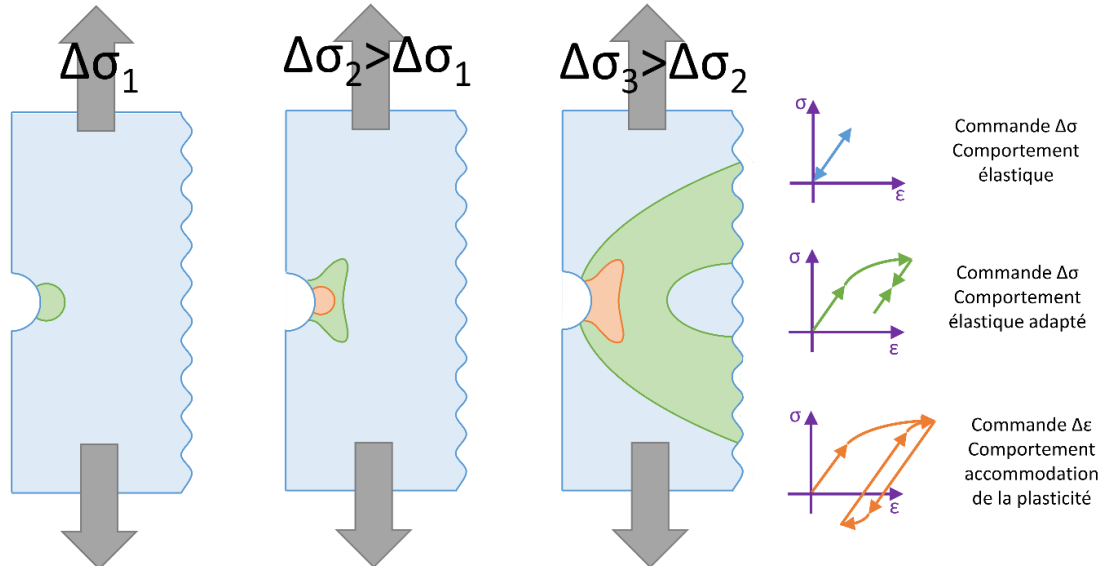


Figure B-94 : Schématisation du comportement mécanique en entaille avec une commande en contrainte à l'infini

Trois types d'entailles ont été simulés, à savoir des entailles dites en C, des entailles circulaires ou cylindriques et des entailles en U. Les entailles en C ont un rayon inférieur à leur profondeur au contraire des entailles en U. Les entailles circulaires possèdent une profondeur égale à celle de leur rayon. Ces différentes entailles sont schématisées sur la Figure B-95.

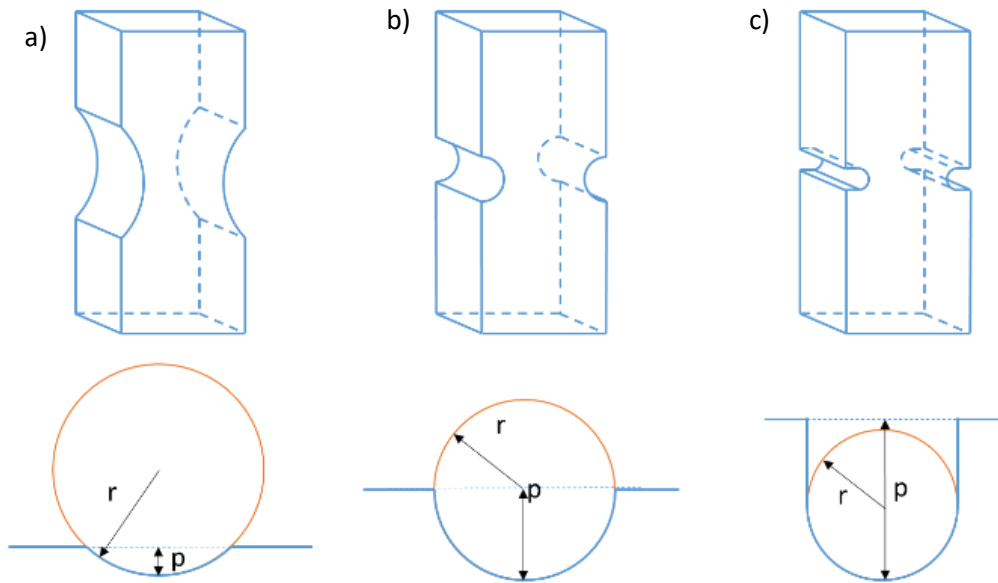


Figure B-95 : Les trois types d'entailles simulés, a) les entailles en C ($r > p$),
b) les entailles cylindriques ($r = p$) et c) les entailles en U ($r < p$)

Afin de comparer les différentes entailles, cinq rayons différents ont été simulés tandis que la profondeur a été fixée à 1 mm. Les rayons choisis sont de 0,2, 0,5, 1, 2 et 4 mm, et que l'on appellera respectivement $r_{0,2p1}$ à r_{4p1} (r pour rayon et p pour profondeur). Le niveau de sollicitation a été choisi afin que la plastification du matériau ait lieu sur les 500 premiers microns en fond d'entaille à la fin du premier cycle de chargement. Ce dernier, pour les 5 cas, est compris entre 0,7 et 0,75 R_e de contrainte appliquée à l'infini. L'évolution de la contrainte équivalente de von Mises obtenue pour chacun des cas à la fin de la première traction est présentée sur la Figure B-96. Le choix du chargement est visible car toutes les courbes se croisent au point ($500 \mu\text{m}$; $\sigma_0 = R_e$). On remarquera au plus loin de l'entaille et donc au milieu du ligament, que les plus forts niveaux de contraintes sont pour les deux cas extrêmes ($r_{0,2p1}$ et r_{4p1}) avec ce critère. Les cas d'entailles intermédiaires possèdent des contraintes en milieu de ligament plus faibles.

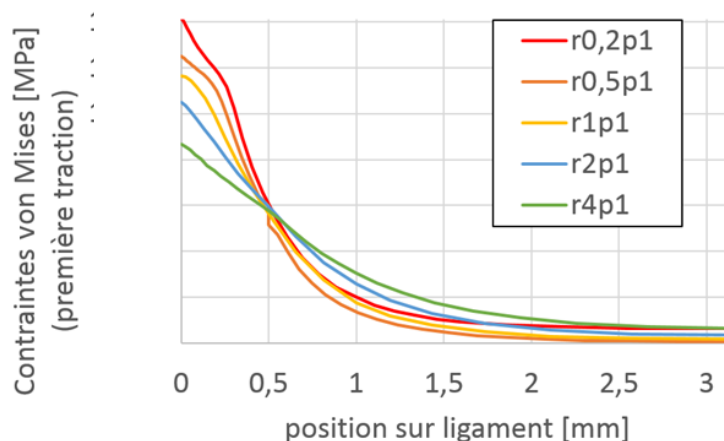


Figure B-96 : Chargement le long du ligament avec des entailles d'une profondeur de 1 mm et d'un rayon de [4 ; 2 ; 1 ; 0,5 ; 0,2] mm à 450°C

Le chargement à l'infini ayant été sélectionné, la simulation de 100 cycles avec un rapport de charge de 0,05 est lancée. Pour chacun des cas, la contrainte a été observée en fond d'entaille, comme le montre la Figure B-97. La courbe montre la relaxation de la contrainte moyenne.

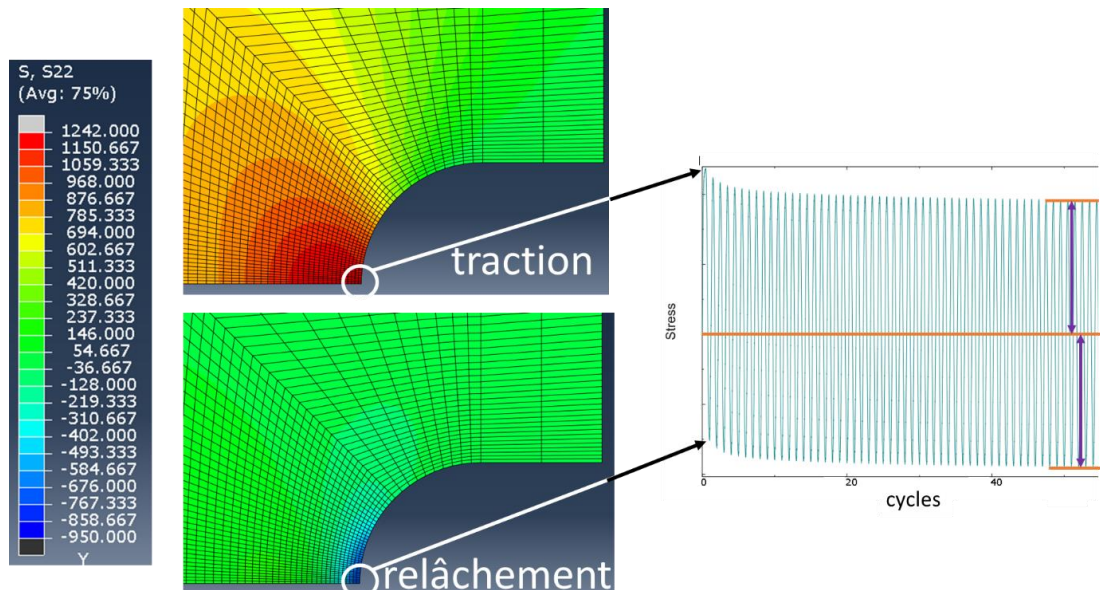


Figure B-97 : Champ de contrainte axiale au maximum et minimum du premier cycle et la courbe de contrainte en fond d'entaille en fonction du temps pour l'entaille r0,5p1

La contrainte équivalente de von Mises sera privilégiée pour la comparaison des différentes entailles. Un travail similaire réalisé en considérant la contrainte axiale conduit aux mêmes conclusions et ne sera donc pas présenté. Comme le montre la Figure B-98, les contraintes de von Mises en fond d'entaille convergent vers une même valeur lorsque la sollicitation à l'infini est maximale (en bleu) et minimale (en violet). Cet effet est attribué à la relaxation de la contrainte moyenne. Un critère d'accommodation peut alors être posé sur la différence relative de ces deux valeurs afin d'établir un cycle où le niveau de chargement est accommodé.

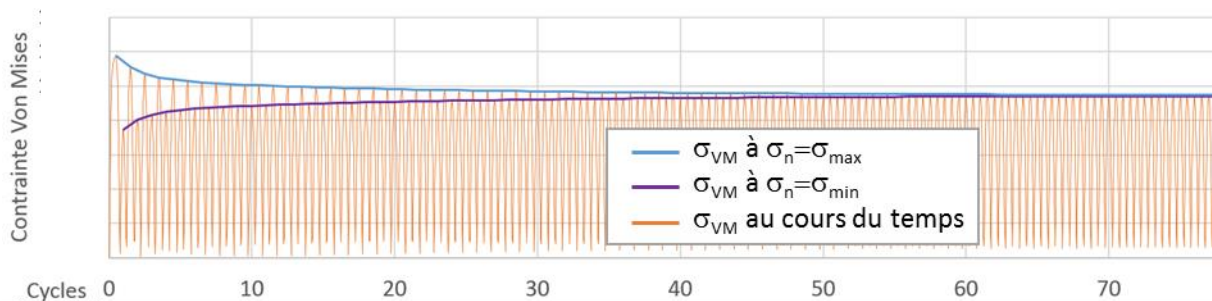


Figure B-98 : Contrainte de von Mises en fonction du nombre de cycles en fond d'entaille r0,5p1

Un autre critère d'accommodation pourrait être d'examiner l'évolution de la déformation plastique. Celle-ci évolue en fonction du nombre de cycles (cf. Figure B-99). Cependant cette déformation progressive présente une accommodation similaire, quelle que soit la géométrie de l'entaille considérée comme le montre la Figure B-100.

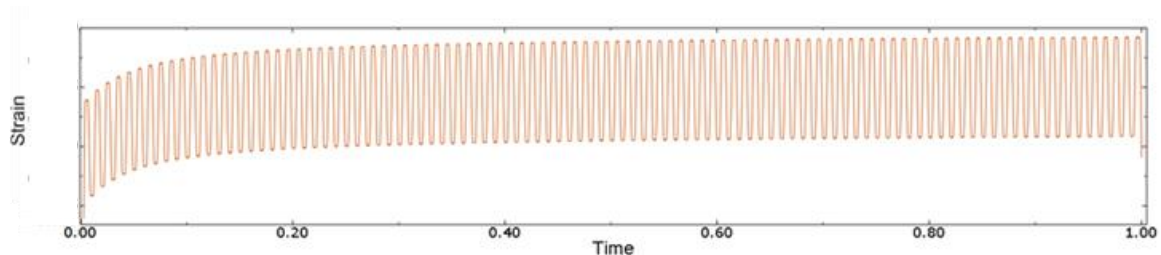


Figure B-99 : Déformation plastique en fonction du temps ($t = 1 \Leftrightarrow 100$ cycles) en fond d'entaille r0,5p1

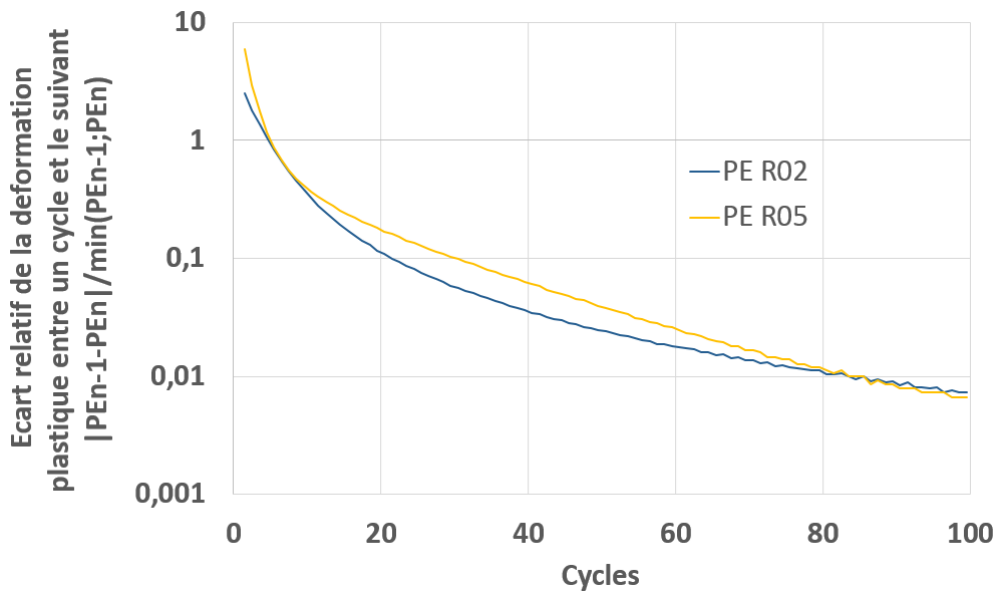


Figure B-100 : Écart relatif de la déformation plastique maximale dans un cycle n comparé au cycle précédent $n-1$

La contrainte de von Mises converge de manière très différente entre les différentes entailles, comme on peut le voir sur la Figure B-101. Celle-ci semble similaire au début de la convergence (sur le premier pourcent) pour les entailles r0.2p1 et r0.5p1. Cependant, par la suite, on observe que la convergence est 3 fois plus rapide pour l'entaille r0.5p1. Il est à noter que dans les deux cas, la convergence atteint un palier lorsque l'écart relatif d'un cycle à l'autre sur la contrainte de von Mises est de l'ordre de 10^{-5} , ce qui semble être de l'ordre de l'erreur numérique.

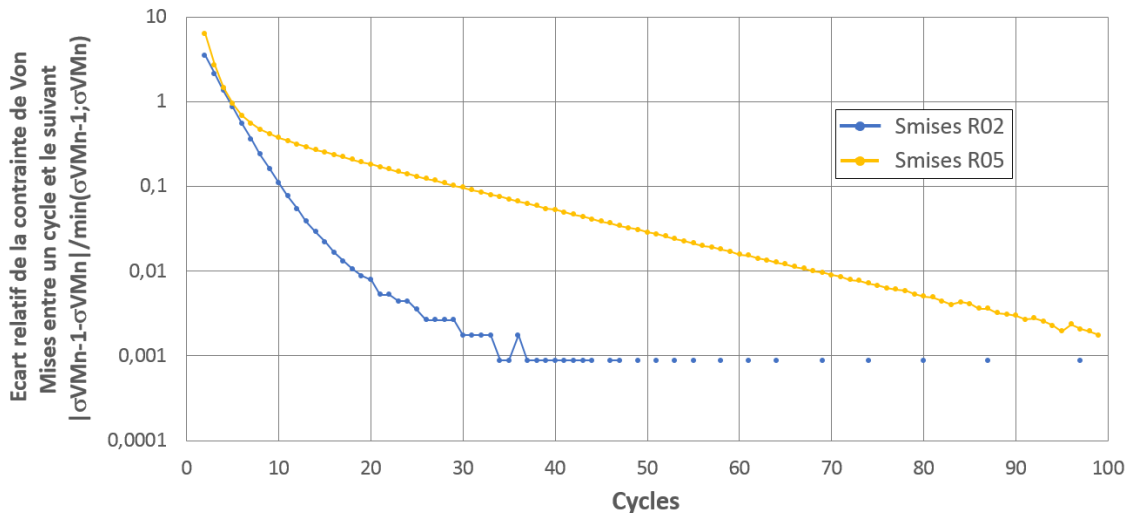


Figure B-101 : Accommodation en cycle en fond d'entaille à l'aide de σ_{VM} en comparant la contrainte

Le fait que le fond de l'entaille r0,2p1 s'accomode plus vite que l'entaille r0,5p1 est logique car plus le niveau de plasticité est élevé, plus l'accommodation sera rapide. Cependant, pour les cas à rayon d'entaille plus grand (r1p1, r2p1 et r4p1), une accommodation semblable n'est pas observée. La contrainte et le niveau de plasticité n'évoluent plus d'un cycle à l'autre dès le premier cycle, comme on peut le voir sur la Figure B-102.

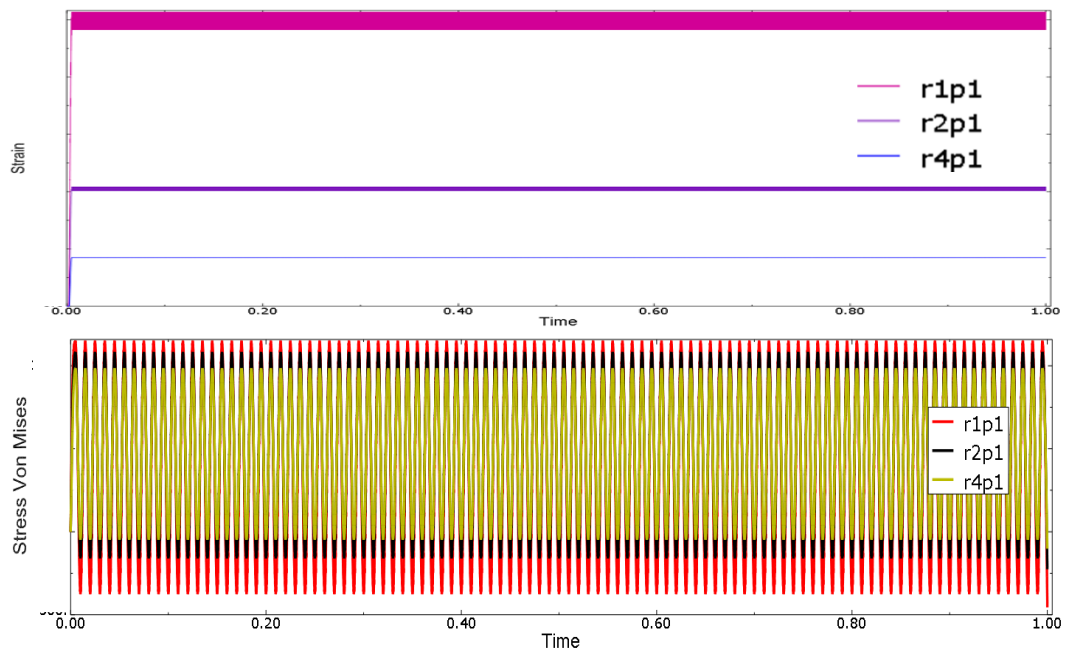


Figure B-102 : Déformation plastique et contrainte de von Mises en fonction du temps ($t = 1 \Leftrightarrow 100$ cycles) en fond d'entaille r4p1, r2p1 et r1p1

Des simulations ont aussi été réalisées pour les entailles r1p1, r2p1 et r4p1 afin que celles-ci plastifient sur 1 mm dans le but de voir si une contrainte aussi importante permettait de faire apparaître le phénomène d'accommodation. Ce n'est pas le cas pour les entailles r4p1, r2p1 : toutes les mailles subissent une évolution similaire à une contrainte imposée, c'est-à-dire que le niveau de contrainte et de déformation plastique est identique au cycle suivant. L'éprouvette avec une entaille r1p1 s'accommode dans ce cas. Une recherche dichotomique a été menée pour trouver la condition conduisant à un changement dans le comportement de l'entaille r1p1. Ce changement a lieu à $0,75Re \pm 1,5$ MPa. Ce chargement pour cette entaille correspond à une plastification sur 785 μm . Cependant, en ce point, la convergence est très lente comparée aux autres cas présentés dans cette étude. En fond d'entaille, la convergence de ce cas à 0,1% nécessite 270 cycles (ce qui reste rapide comparé à la durée de vie) et seuls 30 μm de matière en fond d'entaille voient son champ de contrainte évoluer d'un cycle à l'autre. Le reste de l'éprouvette est en élasticité adaptée dès le premier cycle.

Les différents essais de simulation montrent que les zones plastifiées mettent toujours plus de temps à s'accommoder loin du fond d'entaille, juste à la frontière entre la zone élastique et la zone plastique. Le temps d'accommodation le plus long constaté est de 430 cycles sur cette frontière (pour une accommodation de la contrainte de $10^{-4}\%$ entre un cycle et le suivant). De plus, l'accommodation est d'autant plus longue que la sollicitation est forte. Enfin, plus la sollicitation est forte, plus la durée de vie est faible. Il est donc important de comparer, dans les cas d'accommodation, la durée de vie et la cinétique d'accommodation.

En conclusion, les géométries de type r2p1 et r4p1 ont un comportement en élasticité adapté dès le premier cycle, alors que r0,5p1 et r0,2p1 ont toujours besoin d'un temps d'accommodation s'ils plastifient sur 0,5 mm ou plus. L'entaille r1p1 est un cas limite qui s'accommode lorsqu'elle plastifie sur 785 μm ou plus.

Ainsi, l'hypothèse d'un champ en élasticité adapté dès le premier cycle est vérifiée pour les éprouvettes en C, mais cette conclusion n'est pas vraie pour les autres. Ainsi, la conclusion obtenue dans la partie B, (courbe de calibration en fonction des champs de contraintes, basée sur les courbes de l'annexe 1, doit être rediscutée pour les chargements du cas r1p1. En effet, l'état de déformation totale considéré pour l'obtention de la courbe de calibration est celui obtenu au chargement maximum

du premier cycle. Or, les déformations évoluent au cours du temps si $\sigma_{nom} > 0,75Re$. Ainsi, bien que les ordres de grandeur des courbes de calibration soient bons, les valeurs exactes ne le sont donc pas.

Afin de réaliser un calcul exact, il faudrait lier la profondeur de la fissure à un cycle. On pourrait alors extraire la valeur de la déformation totale pour ce cycle et ainsi calculer la différence de potentiel pour cette fissure avec cet état de contrainte.

B.5. Conclusion intermédiaire

L'Inconel 718DA est un superalliage base nickel durci par deux phases de précipitation, les phases γ' et γ'' . Le traitement thermique Direct Aged permet de réduire la taille de grains, d'augmenter la limite d'élasticité et ainsi d'améliorer la tenue en fatigue. Cependant, cette diminution de la taille de grains favorise l'amorçage sur particules tels que les nitrures et les carbures. Les phases d'élaboration, comprenant les traitements thermiques, sont les étapes qui contrôleront les propriétés thermomécaniques de l'alliage.

Une attention particulière a été portée à l'étude bibliographique des propriétés de fatigue de l'Inconel 718DA. Les bandes de glissement intenses et les particules sont les principales causes d'amorçage, tandis que la propagation est régie par la température, l'oxydation et surtout par la nature du chargement tels que la fréquence, le temps de maintien, la contrainte maximale ou le rapport de charge. La taille de grain a un effet antagoniste sur le fluage et la fatigue.

Par ailleurs, nous avons vu que les méthodes d'introduction des chocs et des usinages EDM des entailles créaient une zone de type White Etching Layer (WEL) autour de l'anomalie. La littérature indique que cette couche engendre une dureté plus élevée, créant localement un comportement fragile en fatigue et étant globalement nocive à la tenue en fatigue. Néanmoins, on a conclu que le polissage réalisé après usinage de l'entaille enlevait cette WEL. L'entaille n'influencera donc l'amorçage et la propagation des fissures que par sa géométrie. Les anomalies réalisées au FIB et à la « fissureuse » sont beaucoup plus régulières. Celles-ci n'engendrent pas de modification microstructurale à leur périphérie et n'introduisent pas de contraintes résiduelles. Elles n'influenceront l'amorçage et la propagation que par leur géométrie.

Enfin, l'influence de l'entaille sur la tenue en fatigue et l'évolution des contraintes a été examinée. L'influence de l'entaille sur la détermination de la durée de vie peut être prise en compte par la méthode « Stress Gradient Factor ». Ensuite, à l'aide de simulations par éléments finis, on a pu analyser l'évolution de la contrainte moyenne pour des cas où l'éprouvette plastifie sur $500 \mu\text{m}$ à partir du fond d'entaille. Les profondeurs des entailles étant fixées à 1 mm, le rayon de l'entaille influence le comportement mécanique. Les entailles avec un rayon inférieur à 1 mm présentent un phénomène d'accommodation alors que les entailles avec un rayon supérieur ou égal à 1 sont dès le premier cycle en élasticité adaptée. Le phénomène est progressif et un chargement plus important peut faire apparaître de l'accommodation, notamment dans le cas où le rayon vaut 1. Cependant, même avec de forts chargements, les rayons de 2 et 4 mm ne présentent pas ce phénomène d'accommodation et sont en élasticité adaptée dès le premier cycle. Ce qui implique que le calcul du chargement sur un unique cycle est suffisant pour l'obtention d'une courbe de calibration dépendant de la déformation totale (Partie C.3).

B.6. Bibliographie

- [ALEX04] Alexandre F. ; 2004 ; Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage Inco 718. In: Thèse de doctorat. Ecole des Mines de Paris.
- [AMS01] AMS ; 2001 ; Aerospace Material Specification. In: AMS 5664-5832
- [ANDE04] Andersson H. ; Persson C. ; 2004 ; In-situ SEM study of fatigue crack growth behaviour in IN718. In: International Journal of Fatigue ; pp.211–219
- [ANDR92] Andrieu E. ; Molins R. ; Ghonem H. ; Pineau A. ; 1992 ; Intergranular crack tip oxidation mechanism in a nickel-based superalloy. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 154-1 ; pp.21–28
- [ASPI08] Aspinwall D.K. ; Soo S. L. ; Berrisford A. E. ; Walder G. ; 2008 ; Workpiece surface roughness and integrity after WEDM of Ti–6Al–4V and Inconel 718 using minimum damage generator technology. In: CIRP Annals ; Vol. 57-1 ; pp.187–190
- [AZAD04] Azadian S. ; Wei L.-Y. ; Warren R. ; 2004 ; Delta phase precipitation in Inconel 718. In: Materials Characterization ; Vol. 53-1 ; pp.7–16
- [BHAT97] Bhattacharyya A. ; Sastry G. V. S. ; Kutumbarao V. V. ; 1997 ; On the dual slope coffin-manson relationship during low cycle fatigue of Ni-base alloy in 718. In: Scripta Materialia ; Vol. 36-4 ; pp.411–415
- [BOUR15] Bourdin F. ; 2015 ; Modélisation microstructurale du superalliage Inconel 718. In: Rapport ingénieur ISAE-ENSMA
- [BREH00] Brehier A. ; Etude et modélisation multi-échelle du comportement inélastique du superalliage industriel INCO718 - relation microstructure / comportement cyclique. In: Rapport ingénieur Ecole des Mines de Saint-Étienne
- [CASA10] Casanova A. ; 2010 ; Origines des variations de propriétés mécaniques de l'alliage Inconel 718DA en relation avec ses caractéristiques microstructurales. In: Rapport ingénieur ISAE-ENSMA
- [CHEN00] Chen Q. ; Kawagoishi N. ; Nisitani H. ; 2000 ; Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 277-1 ; pp.250–257
- [CLAV82] Clavel M. ; Pineau A. ; 1982 ; Fatigue behaviour of two nickel-base alloys I: Experimental results on low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures. In: Materials Science and Engineering ; Vol. 55-2 ; pp.157–171
- [CLÉM84] Clément P. ; 1984 ; Propagation par fatigue de petits défauts dans une fonte graphite sphéroïdal. In: Rapport ingénieur C.N.A.M
- [CONN03] Connolley T. ; Reed P. A. S. ; Starink M. J. ; 2003 ; Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel718. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 340-1 ; pp.139–154
- [CORR02] Corral-Hernandez I. ; Gil Otin J. ; Nahas N. ; 2002 ; Optimisation du procédé d'élaboration des disques de turbine BP en Inconel 718. In: Rapport ingénieur Ecole des Mines de Paris
- [COST05] Coste S. ; Andrieu E. ; Huez J. ; 2005 ; Effect of a heterogeneous distribution of particles on the formation of banded grain structure in wrought Alloy 718. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 396-1 ; pp.92–98
- [COZA73] Cozar R. ; Pineau A. ; 1973 ; Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys. In: Metallurgical Transactions ; Vol. 4-1 ; pp.47–59
- [DEGA07] Degallaix S. ; Ilschner B. ; 2007 ; Caractérisation expérimentale des matériaux: Propriétés physiques, thermiques et mécaniques ; chapitre 8
- [DEOL19] De Oliveira Miranda A.C. ; Antunes M. A. ; Guamán Alarcón M. V. ; Meggiolaro M. A. ; Pinho de Castro J. T. ; 2019 ; Use of the stress gradient factor to estimate fatigue stress concentration factors K. In: Engineering Fracture Mechanics ; Vol. 206 ; pp.250–266
- [DESV94] Desvallées Y. ; Bouzidi M. ; Bois F. ; Beaudé N. ; 1994 ; Delta phase in Inconel 718: mechanical properties and forging process requirements. In: Superalloys ; Vol. 718-625 ; pp.281–291

- [DORE14]** Doremus L. ; 2014 ; Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [DYSO74]** Dyson B.F. ; Rodgers M. J. ; 1974 ; Prestrain, Cavitation, and Creep Ductility. In: Metal Science ; Vol. 8-1 ; pp.261–266
- [ELHA81]** El Haddad M.H. ; Topper T. H. ; Topper T. N. ; 1981 ; Fatigue Life Predictions of Smooth and Notched Specimens Based on Fracture Mechanics. In: Journal of Engineering Materials and Technology ; Vol. 103(2) ; pp.91–96
- [ERIK18]** Eriksson R. ; Simonsson K. ; Leidermark D. ; Moverare J. ; 2018 ; Evaluation of notch effects in low cycle fatigue of alloy 718 using critical distances. In: MATEC Web of Conferences ; Vol. 165 ; pp.15001
- [FAYM87]** Fayman Y.C. ; 1987 ; Microstructural characterization and elemental partitioning in a direct-aged superalloy (DA 718). In: Materials Science and Engineering ; Vol. 92 ; pp.159–171
- [FLOR80]** Floreen S. ; Kane R. H. ; 1980 ; An investigation of the creep-fatigue-environment interaction in a Ni-base superalloy. In: Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures ; Vol. 2-4 ; pp.401–412
- [FORD97]** Fordham J. ; Pilkington R. ; Tang C. ; 1997 ; The effect of different profiling techniques on the fatigue performance of metallic membranes of AISI 301 and Inconel 718. In: International journal of fatigue ; Vol. 6-19 ; pp.487–501
- [FOUR01]** Fournier L. ; Delafosse D. ; Magnin T. ; 2001 ; Oxidation induced intergranular cracking and Portevin–Le Chatelier effect in nickel base superalloy 718. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 316-1 ; pp.166–173
- [FOUR77A]** Fournier D. ; Pineau A. ; 1977 ; Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K. In: Metallurgical Transactions A ; Vol. 8-7 ; pp.1095–1105
- [FOUR77B]** Fournier D. ; 1977 ; Étude du comportement en fatigue oligocyclique d'un alliage base nickel par des précipites déformables. In: Thèse de doctorat. Université de Poitiers
- [GAO94]** Gao M. ; Dwyer D. J. ; Wei R. P. ; 1994 ; Chemical and microstructural aspects of creep crack growth in Inconel 718 alloy. In: Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives ; pp.581–592
- [GAO96]** Gao M. ; Harlow D. G. ; Wei R. P. ; Chen S. ; 1996 ; Preferential coarsening of γ'' precipitates in INCONEL 718 during creep. In: Metallurgical and Materials Transactions A ; Vol. 27-11 ; pp.3391–3398
- [GAO97]** Gao M. ; Wei R. P. ; 1997 ; Grain boundary niobium carbides in Inconel 718. In: Scripta Materialia ; Vol. 37-12
- [GÖTZ13]** Götz S. ; Eulitz K.-G. ; 2013 ; Concepts to estimate the endurance limit of notched parts – A statistical evaluation using a broad database for P/M steels. In: International Journal of Fatigue ; Vol. 52 ; pp.1–10
- [GOUL13]** Goulmy J.-P. ; 2013 ; Modélisation multi-échelle du comportement de l'INCO718, relation microstructure - comportement. In: Rapport ingénieur ISAE-ENSMA
- [GOUR15]** Gourdin S. ; 2015 ; Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [GUÉD94]** Guédou J. ; Simon G. ; Rongvaux J. ; 1994 ; Development of damage tolerant Inco 718 for high temperature usage. In: Proceedings Superalloys 718, 625, 708 and various derivatives ; pp.509–522
- [HE98]** He J. ; Han G. ; Fukuyama S. ; Yokogawa K. ; 1998 ; Interfaces in a modified Inconel 718 with compact precipitates. In: Acta Materialia ; Vol. 46-1 ; pp.215–223
- [INNO00]** Innovative ; Research ; LLC, Engineering Productivity via computational Flow Modelling. In: Website : <http://inresllc.com/products/meltflow/overview.html>
- [JABL81]** Jablonski D. ; 1981 ; The effect of ceramic inclusions on the low cycle fatigue life of low carbon astroloy subjected to hot isostatic pressing. In: Materials science and engineering ; Vol. 48-2 ; pp.189–198

- [JACQ83]** Jacquelin B. ; 1983 ; Amorçage des fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial. In: Thèse de doctorat. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
- [KOU18]** Kou Z. ; Han F. ; 2018 ; Machining characteristics and removal mechanisms of moving electric arcs in high-speed EDM milling. In: Journal of Manufacturing Processes ; Vol. 32 ; pp.676–684
- [LANK82]** Lankford J. ; 1982 ; The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. In: Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures ; Vol. 5-3 ; pp.233–248
- [LI13]** Li L. ; Guo Y. B. ; Wei X. T. ; Li W. ; 2013 ; Surface Integrity Characteristics in Wire-EDM of Inconel 718 at Different Discharge Energy. In: Procedia CIRP ; Vol. 6 ; pp.220–225
- [LIEU03]** Lieurade H.P. ; Flavenot J. F. ; 2003 ; Rôle de l'usinage sur la tenue à la fatigue des composants mécaniques. In: Proc. 22ème Journées de Printemps ; pp.K3:1-15
- [LIU99]** Liu W.C. ; Yao M. ; Chen Z. L. ; 1999 ; Effect of cold rolling on the precipitation behavior of δ phase in INCONEL 718. In: Metallurgical and Materials Transactions A ; Vol. 30-1 ; pp.31–40
- [LYNC94]** Lynch S.P. ; Radtke T. C. ; Wicks B. J. ; Byrnes R. T. ; 1994 ; FATIGUE CRACK GROWTH IN NICKEL-BASED SUPERALLOYS AT 500-700°C. II: DIRECT-AGED ALLOY 718. In: Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures ; Vol. 17-3 ; pp.313–325
- [MÄDE17]** Mäde L. ; Gottschalk H. ; Schmitz S. ; Beck T. ; Rollmann G. ; 2017 ; Probabilistic LCF Risk Evaluation of a Turbine Vane by Combined Size Effect and Notch Support Modeling-50923 ; pp.V07AT32A004
- [MARI14]** Marin E. ; Le Gall C. ; Cormier J. ; Franchet J.-M. ; 2014 ; Impact of thermal aging on the microstructure evolutions and mechanical properties of DA718 alloy. In: Superalloys 718 & Derivatives, Pittsburgh, PA, TMS
- [MENZ08]** Menzel B.C. ; Dauskardt R. H. ; 2008 ; Fatigue damage initiation and growth from artificial defects in Zr-based metallic glass. In: Acta Materialia ; Vol. 56-13 ; pp.2955–2965
- [MERC99]** Mercer C. ; Soboyejo A. B. O. ; Soboyejo W. O. ; 1999 ; Micromechanisms of fatigue crack growth in a forged Inconel 718 nickel-based superalloy. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 270-2 ; pp.308–322
- [MITC01]** Mitchell A. ; Wang T. ; 2001 ; Solidification and Precipitation in IN718. In: Superalloys ; Vol. 718 ; pp.625–706
- [MOLI97]** Molins R. ; Hochstetter G. ; Chassaigne J. C. ; Andrieu E. ; 1997 ; Oxidation effects on the fatigue crack growth behaviour of alloy 718 at high temperature. In: Acta Materialia ; Vol. 45-2 ; pp.663–674
- [MONS96]** Mons C. ; 1996 ; Traitements thermiques des superalliages. In: Techniques de l'ingénieur Traitements thermiques des aciers, des alliages et des fontes ; Vol. base documentaire : TIB364DUO.-ref. article : m1165
- [NEWT09]** Newton T.R. ; Melkote S. N. ; Watkins T. R. ; Trejo R. M. ; Reister L. ; 2009 ; Investigation of the effect of process parameters on the formation and characteristics of recast layer in wire-EDM of Inconel 718. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 513–514 ; pp.208–215
- [NGUY12]** Nguyen N.-T. ; Nguyen N.-T. ; 2012 ; Chapter 4 - Fabrication technologies. In: Micromixers (Second Edition)-Micro and Nano Technologies. Second Edition. Oxford : William Andrew Publishing-pp.113–161
- [NIAN10]** Niang A. ; 2010 ; Contribution à l'étude de la précipitation des phases intermétalliques dans l'alliage 718. In: Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Toulouse
- [OSIN03]** Osinkolu G.A. ; Onofrio G. ; Marchionni M. ; 2003 ; Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 356-1 ; pp.425–433
- [PÉDR82]** Pédron J.P. ; Pineau A. ; 1982 ; The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650 °C under fatigue, creep and combined loading. In: Materials Science and Engineering ; Vol. 56-2 ; pp.143–156
- [PETE00]** Peters J.O. ; Boyce B. L. ; Thompson A. W. ; Ritchie R. O. ; Roder O. ; 2000 ; Role of foreign-object damage on thresholds for high-cycle fatigue in Ti-6Al-4V. In: Metallurgical and Materials Transactions A ; Vol. 31-6 ; pp.1571–1583

- [PIER94]** Pieraggi B. ; Uginet J. ; 1994 ; Fatigue and creep properties in relation with alloy 718 microstructure. In: Superalloys ; Vol. 718 ; pp.625–706
- [PINE86]** Pineau A. ; 1986 ; Short fatigue crack behavior in relation to three-dimensional aspects and crack closure effect, in : Small fatigue cracks, ed. R.O. Ritchie, J. Lankford, AIME ; pp.191–210
- [POLÁ01]** Polák J. ; 2001 ; The growth of short cracks and life prediction. In: Zeszyty Naukowe. Mechanika/Politechnika Opolska ; Vol. 269-67 ; pp.297–316
- [PONN01]** Ponnelle S. ; 2001 ; Propagation des fissures par fatigue a haute temperature dans l’Inconel 718 : effets de microstructure et de chargements complexes. In: Thèse de doctorat. ENMP Paris
- [PRAK09]** Prakash D.G.L. ; Walsh M. J. ; Maclachlan D. ; Korsunsky A. M. ; 2009 ; Crack growth micro-mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation. In: International Journal of Fatigue ; Vol. 31-11 ; pp.1966–1977
- [PRAS12]** Prasad K. ; Babu N. C. ; Kumar V. ; 2012 ; Effect of frequency and orientation on fatigue crack growth behavior of forged turbine disc of IN 718 superalloy. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 544 ; pp.83–87
- [RAJP15]** Rajput N.S. ; Qin Y. ; Luo X. ; 2015 ; Chapter 3 - FIB Micro-/Nano-fabrication. In: Micromanufacturing Engineering and Technology (Second Edition)-Micro and Nano Technologies. Second Edition. Boston : William Andrew Publishing-pp.61–80
- [RIZZ69]** Rizzo F.J. ; Buzzanell J. D. ; 1969 ; EFFECT OF CHEMISTRY VARIATIONS ON. THE STRUCTURAL STABILITY OF ALLOY 718
- [SADR19]** Sadriji B. ; 2019 ; Evolution du modèle incrémental de fissuration par fatigue : traitement de la micro-fissuration issue d’anomalies de surface de type rayure et choc sous chargement complexe. In: Thèse de doctorat. LMT cachan
- [SAHU18]** Sahu B.K. ; Datta S. ; Mahapatra S. S. ; 2018 ; On Electro-Discharge Machining of Inconel 718 Super Alloys: An Experimental Investigation. In: Materials Today: Proceedings ; Vol. 5-2 ; pp.4861–4869
- [SATO18]** Sato N. ; Takahashi K. ; 2018 ; Evaluation of Fracture Strength of Ceramics Containing Small Surface Defects Introduced by Focused Ion Beam. In: Materials ; Vol. 11-3 ; pp.457
- [SCHO15]** Scholz H. ; Biebricher U. ; Franz H. ; Paderni A. ; Bettoni P. ; 2015 ; State of the art in VAR and ESR Processes – A comparison
- [SIMS87]** Sims C.T. ; Stoloff N. S. ; Hagel W. C. ; 1987 ; Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. 1987. In: NY: John Wiley & Sons
- [SING03]** Singh J.B. ; Sundararaman M. ; Mukhopadhyay P. ; Prabhu N. ; 2003 ; Effect of ternary Nb additions on the stability of the D022 structure of the Ni₃V phase. In: Scripta Materialia ; Vol. 48-3 ; pp.261–267
- [SLAM00]** Slama C. ; Abdellaoui M. ; 2000 ; Structural characterization of the aged Inconel 718. In: Journal of alloys and compounds ; Vol. 306-1–2 ; pp.277–284
- [SLAM97]** Slama C. ; Cizeron G. ; 1997 ; Étude du comportement structural de l’alliage NC 19 Fe Nb (Inconel 718). In: Journal de Physique III ; Vol. 7-3 ; pp.665–688
- [SMIT05]** Smith G. ; Patel S. ; 2005 ; The role of niobium in wrought precipitation-hardened nickel-base alloys. In: Superalloys ; Vol. 718 ; pp.625–706
- [SUN98]** Sun W.R. ; Guo S. R. ; Lee J. H. ; Park N. K. ; Yoo Y. S. ; Choe S. J. ; Hu Z. Q. ; 1998 ; Effects of phosphorus on the d-Ni₃Nb phase precipitation and the stress rupture properties in alloy 718. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 247-1 ; pp.173–179
- [SUND88]** Sundararaman M. ; Mukhopadhyay P. ; Banerjee S. ; 1988 ; Precipitation of the d-Ni₃Nb phase in two nickel base superalloys. In: Metallurgical transactions A ; Vol. 19-3 ; pp.453–465
- [SURE98]** Suresh S. ; 1998 ; Fatigue of materials ; chapter 8 : Cambridge university press
- [TANJ18]** Tanjilul M. ; Ahmed A. ; Kumar A. S. ; Rahman M. ; 2018 ; A study on EDM debris particle size and flushing mechanism for efficient debris removal in EDM-drilling of Inconel 718. In: Journal of Materials Processing Technology ; Vol. 255 ; pp.263–274
- [TERO11]** Ter-Ovanessian B. ; 2011 ; Etude comparative de différents superalliages base Ni pour ressorts de systèmes de maintien. In: Thèse de doctorat. Institut National Polytechnique de Toulouse

- [TOMK68]** Tomkins B. ; 1968 ; Fatigue crack propagation—an analysis. In: Philosophical magazine ; Vol. 18-155 ; pp.1041–1066
- [WANG04]** Wang C. ; 2004 ; Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy. In: Journal of Materials Science ; Vol. 39-7 ; pp.2593–2595
- [WARR06]** Warren J. ; Wei D. Y. ; 2006 ; The cyclic fatigue behavior of direct age 718 at 149, 315, 454 and 538°C. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 428-1 ; pp.106–115
- [WEI14]** Wei X. ; Zheng W. ; Song Z. ; Lei T. ; Yong Q. ; Xie Q. ; 2014 ; Strain-induced Precipitation Behavior of δ Phase in Inconel 718 Alloy. In: Journal of Iron and Steel Research, International ; Vol. 21-3 ; pp.375–381
- [WILS73]** Wilson D.J. ; 1973 ; Relationship of mechanical characteristics and microstructural features to the time-dependent edge-notch sensitivity of Inconel 718 sheet. In: Journal of Engineering Materials and Technology ; Vol. 95-2 ; pp.112–123
- [WUSA11]** Wusatowska-Sarnek A.M. ; Dubiel B. ; Czyrska-Filemonowicz A. ; Bhowal P. R. ; Ben Salah N. ; Klemberg-Sapieha J. E. ; 2011 ; Microstructural Characterization of the White Etching Layer in Nickel-Based Superalloy. In: Metallurgical and Materials Transactions A ; Vol. 42-12 ; pp.3813–3825
- [XAVI18]** Xavior M.A. ; Ashwath P. ; Ali H. ; Moideen A. ; Banu P. ; Illanthendral ; Raneez M. ; Sancyal S. ; 2018 ; Effect of recast layer thickness on the mechanical characteristics of INCONEL 718 machined by spark EDM process. In: Materials Today: Proceedings ; Vol. 5-2 ; pp.8249–8255
- [ZABE13]** Zabeen S. ; Preuss M. ; Withers P. J. ; 2013 ; Residual stresses caused by head-on and 45° foreign object damage for a laser shock peened Ti–6Al–4V alloy aerofoil. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 560 ; pp.518–527
- [ZEMZ07]** Zemzemi F. ; 2007 ; Caracterisation de modèles de frottement aux interfaces piece-outil-copeau en usinage: Application au cas de l'usinage des aciers et de l'Inconel 718. In: Thèse de doctorat. Ecully, Ecole centrale de Lyon
- [ZERR00]** Zerrouki V. ; 2000 ; Inconel 718 et tenue en fatigue oligocyclique. In: Influence de la microstructure et prédiction de la durée de vie, Mémoire de DRT Génie des Matériaux, université EVRY
- [ZHOU95]** Zhou L.X. ; Baker T. N. ; 1995 ; Effects on dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought IN-718 due to hot deformation. In: Materials Science and Engineering: A ; Vol. 196-1 ; pp.89–95

Partie C : Suivi de fissure par différence de potentiel DCPD

C.1. Etude bibliographique	78
C.1.1. Méthodes de suivi de fissuration électrique.....	78
C.1.1.a. Alternative Current Potential Drop (ACPD).....	78
C.1.1.b. Induced Current Potential Drop (ICPD).....	79
C.1.1.c. Direct Current Potential Drop (DCPD).....	80
C.1.2. Limites, améliorations et utilisations annexes.....	80
C.1.3. Obtention d'une courbe de calibration.....	83
C.1.3.a. Approche analytique.....	83
C.1.3.b. Approche analogique.....	85
C.1.3.c. Approche expérimentale	86
C.1.3.d. Approche numérique.....	87
C.1.4. Facteur d'influence de la courbe de calibration	88
C.1.4.a. Outils de simulation de Doremus	88
C.1.4.b. Paramètres peu influents.....	89
C.1.4.c. Paramètres très influents.....	91
C.2. Prise en compte d'une conductivité variable dans l'établissement d'une courbe de calibration	94
C.2.1. Variation de la conductivité en fonction de la déformation totale	94
C.2.2. Architecture du modèle de simulation d'une courbe de calibration	97
C.2.3. Modèle mécanique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable	98
C.2.4. Modèle électrique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable	100
C.2.5. Vérification quantitative associée à l'obtention d'une courbe de calibration à conductivité variable	103
C.2.6. Synthèse intermédiaire	104
C.3. Influence de la déformation totale sur la résistivité	105
C.3.1. Choix de campagne expérimentale.....	105
C.3.2. Analyse des résultats.....	106
C.3.3. Influence de la conductivité variable dans le cas d'éprouvettes entaillées.....	107
C.4. Optimisation de la courbe de calibration avec utilisation de marquages	110
C.5. Observation et utilisation du script annexe	114
C.5.1. Influence de la température sur la conductivité.....	114
C.5.2. Analyse de deux fissures en vis-à-vis	116
C.6. Conclusions intermédiaires	118
C.7. Bibliographie.....	119

Partie C. Suivi de fissure par différence de potentiel DCPD

Afin d'évaluer la nocivité des anomalies de surface, plusieurs essais de fatigue seront réalisés. Cependant, ces essais étant effectués à des températures élevées (> 450°C) dans un four sans hublot, les méthodes de suivi de fissure suivi optique sont limitées dans ce contexte. Dans cette étude, le suivi de fissuration se fait donc à l'aide de la méthode de suivi de potentiel. Celle-ci présente le double avantage d'un suivi en temps réel afin de pouvoir déclencher des marquages thermiques et d'un post-traitement pour l'analyse de la fissuration. La maîtrise de cette technique est donc essentielle à l'obtention de valeurs fiables de la surface fissurée à tout moment de l'essai et à la détermination des vitesses de fissuration par post-traitement. Une étude poussée a par conséquent été réalisée sur la méthode de suivi par mesure de différence de potentiel, notamment sur la base d'une revue bibliographique des différents paramètres d'influence sur les mesures réalisées et d'un examen plus approfondi des facteurs d'influence peu étudiés dans la littérature.

C.1. Etude bibliographique

C.1.1. Méthodes de suivi de fissuration électrique

Dans la méthode de suivi de fissuration par mesure de potentiel, un courant électrique est introduit dans l'éprouvette et la différence de potentiel est mesurée entre deux sondes placées de part et d'autre de la fissure. Cette différence de potentiel peut être reliée à la taille et à la morphologie de fissure grâce à des courbes de calibration adaptées. Les trois variantes de cette méthode se différencient par la nature du courant introduit : il peut être continu (méthode DCPD : Direct Current Potential Drop), alternatif (ACPD : Alternative Current Potential Drop) ou Inductif (ICPD : Induced Current Potential Drop). Nous commencerons par décrire les deux dernières et finirons par la méthode DCPD utilisée lors de cette étude.

C.1.1.a. Alternative Current Potential Drop (ACPD)

La technique ACPD consiste à appliquer un courant alternatif aux éprouvettes fissurées. Cette technique est appliquée dans de nombreuses études [ABBA11]. Son usage se justifie par rapport à celui de la méthode DCPD dans le cas de pièces massives où un courant continu nécessiterait une forte intensité. En effet, le courant alternatif a comme caractéristique de se concentrer en surface du matériau. Ce phénomène est appelé effet de peau, connu dans les matériaux conducteurs. La profondeur de pénétration du courant δ (ou profondeur de peau) se caractérise par une densité de courant qui décroît de façon exponentielle avec la distance à la surface. La profondeur de peau peut être déterminée par la formule suivante [MCMA86] :

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (1.1)$$

δ : profondeur de la peau
 σ : conductivité électrique

f : fréquence d'injection du courant
 μ : la perméabilité magnétique

Cette méthode ne nécessite pas de courant très fort pour être fiable (< 1 A). Cependant, elle requiert que le matériau possède une bonne conductivité électrique [SPOS09]. A 1 kHz, la profondeur de peau dans de l'acier SS304 est de 10,5 mm. À 10 kHz, la fréquence la plus importante utilisable pour la méthode ACPD, la profondeur de peau n'est plus que de 3,4 mm. En effet, l'impédance du circuit mesurée introduit des erreurs qui augmentent proportionnellement avec la fréquence [BOWL05].

La présence d'un défaut créant une isolation électrique force le courant à circuler autour dudit défaut. Plus le défaut est profond, plus le chemin du courant est long, ce qui résulte en une résistance augmentée et une hausse du potentiel mesuré. Sur la Figure C-1 a et b, les lignes de courant

en présence d'une fissure de 5 mm de profondeur sont représentées. La profondeur de peau étant plus faible pour une fréquence plus élevée (ici $\delta = 3,18$ mm pour 50 Hz et 0,71 mm pour 1 kHz), le champ des lignes de courant suit la forme de la fissure de plus près. Dans le cas où deux fissures proches apparaissent, les lignes de champ suivent alors chacune des fissures, provoquant une forte augmentation du potentiel (cf. Figure C-1 d). Si la fréquence utilisée est trop faible, les lignes de courant restent au niveau de la pointe de fissure (cf. Figure C-1 c), le potentiel augmente peu : les deux fissures sont alors confondues électriquement parlant. Ce phénomène apparaît pour des fréquences inférieures à la centaine de Hertz (cf. Figure C-2). De plus, on constate qu'on approche une valeur asymptotique pour les très hautes fréquences. Si la profondeur de fissure est très supérieure à δ , alors la différence de potentiel entre deux sondes est proportionnelle à la distance parcourue par le courant (distance égale à la distance entre les sondes additionnée à deux fois la profondeur des fissures présentes) [SPOS09].

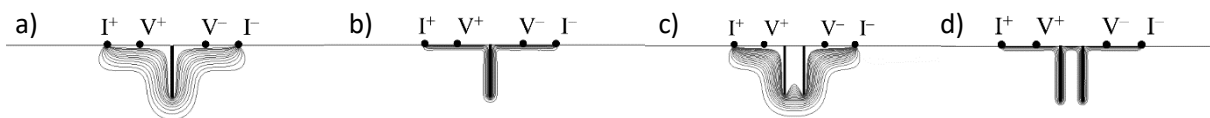


Figure C-1 : Prédiction par éléments finis des lignes de courant dans de l'acier ferritique [SPOS09]
a) avec **une** fissure de 5 mm à $f = 50$ Hz
b) avec **une** fissure de 5 mm à $f = 1$ kHz
c) avec **deux** fissures de 5 mm à $f = 50$ Hz
d) avec **deux** fissures de 5 mm à $f = 1$ kHz

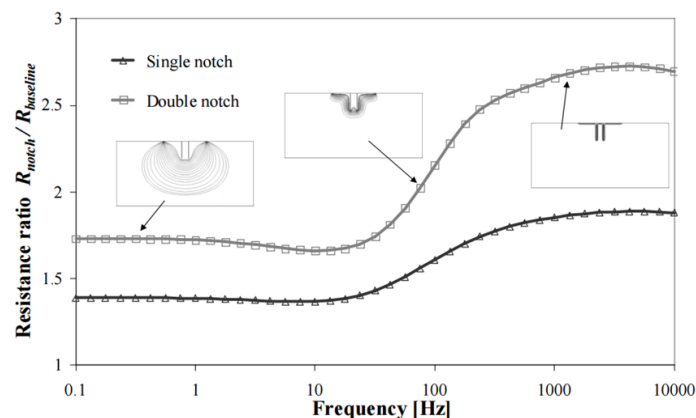


Figure C-2 : Rapport de la mesure de la résistance de transfert sur une pièce ferritique avec une ou deux fissures de 5 mm comparé à une pièce sans fissure (baseline) calculé en 2D par éléments finis [SPOS09]

C.1.1.b. Induced Current Potential Drop (ICPD)

La méthode ICPD est moins utilisée actuellement car encore mal maîtrisée. Elle se base sur l'induction électromagnétique. Le principe est d'utiliser une bobine à induction qui permet la création du courant dans une pièce sans contact direct.

Sato et al. emploient cette technique pour la détection de fissures dans un tube creux et en précisent les limites en résolution : seules les fissures de plus de 2 mm peuvent être détectées [SATO07A, SATO07B, SATO12]. Néanmoins, cette méthode ne nécessitant pas de contact avec la pièce, elle est mieux adaptée à la détection de fissures naturelles. En effet, il n'y a pas de risque d'influence due au placement des sondes. Cependant, cette méthode est moins sensible que l'ACPD ou que la DCPD, mais est plus adaptée à de très grosses fissures, telles que celles présentes sur une enceinte de centrale nucléaire [SATO07A]. Cette méthode peut aussi être utilisée pour des inspections. En effet, comme aucun contact n'est nécessaire à l'exécution de cette technique, il est possible de balayer la sonde sur la pièce à inspecter, ce qui n'est pas le cas avec les techniques DCPD et ACPD qui permettent uniquement un suivi de fissuration entre des sondes fixées à l'avance [SATO07B].

C.1.1.c. Direct Current Potential Drop (DCPD)

La méthode du suivi de fissure par chute de potentiel en courant continu, DCPD, est une méthode de mesure qui repose, *a contrario* de l'ACPD, sur l'homogénéisation du courant électrique dans la section de l'échantillon. Ainsi, un courant électrique est introduit loin du lieu de fissuration et la mesure doit se faire au plus proche de la fissure.

Cette technique est adaptée au suivi de la propagation en mode I, particulièrement lorsque le suivi optique ou la mesure par complaisance est impossible ou complexe. Cette méthode est reconnue pour sa reproductibilité, sa fiabilité et sa stabilité.

C.1.2. Limites, améliorations et utilisations annexes

La méthode de mesure de différence de potentiel la plus couramment employée utilise un courant continu en créneau. Dans notre étude, un cinquième de la période totale de 0,1 seconde correspond à un courant nul (cf. Figure C-3). Cette portion du signal envoyée à travers l'éprouvette permet d'avoir une réponse plus propre grâce à la prise en compte des perturbations parasites, telles que des variations de température modérées, des effets thermoélectriques ou des bruits dus au réseau électrique.

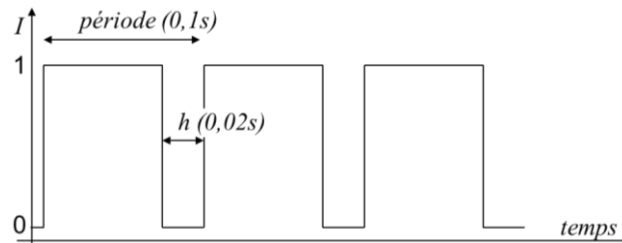


Figure C-3 : Evolution du courant dans notre étude

Dans le cas où les lèvres de la fissure sont remises en contact au cours de l'essai, la longueur de fissure peut être sous-estimée [GAND01] (cf. Figure C-4a). Ainsi, la propagation d'une fissure en mode II ou en mode III sera difficilement détectable et mesurable à l'aide de cette méthode.

Cependant, lors de la propagation de fissure en mode I, lorsque la contrainte maximale du cycle est appliquée, la fissure est ouverte et sa longueur peut être correctement estimée. Lors de la décharge, on peut donc grâce à une chute de la différence de potentiel quantifier la charge correspondant à la fermeture de fissure [ANDE06, EVAN97]. Cette mesure n'est cependant possible que s'il n'y a pas de couche d'oxyde à la surface de la fissure ou si cet oxyde n'est pas isolant électriquement. Une fois que le chargement mécanique appliqué dépasse la charge à fermeture, la différence de potentiel augmente au fur et à mesure que la fissure s'ouvre jusqu'à atteindre un palier lorsque celle-ci est totalement ouverte. Ces conclusions ont été vérifiées par l'utilisation d'images MEB [ANDE06], d'une méthode de complaisance [ANDE06], de jauges de déformation [EVAN97] et de répliques [EVAN97].

Il est à noter que la méthode DCPD standard ne prend pas en compte la morphologie de la fissure. En effet, cette méthode ne détecte pas la déviation de la fissure par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de sollicitation (cf. Figure C-4b), ni la rugosité de la fissure ou encore le fait qu'elle soit en « zigzag » (cf. Figure C-4c) [GREE88].

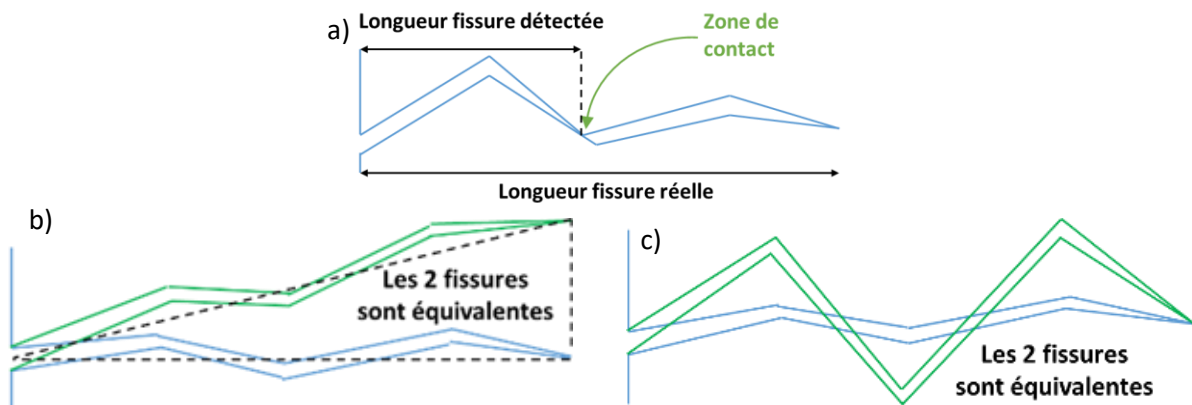


Figure C-4 : Limites de la méthode DCPD a) limite de contact, b) limite d'orientation et c) limite de rugosité

La mesure de la différence de potentiel est une méthode de suivi de la propagation qui ne peut pas être utilisée seule. En effet, pour une différence de potentiel donnée, plusieurs morphologies de fissure sont possibles comme le montre la Figure C-5a. Il existe cependant des solutions pour pallier cette limitation, en déterminant la morphologie du front de fissure, par marquage thermique ou mécanique, ou en mesurant le potentiel en plusieurs points. Cette dernière solution a été étudiée et vérifiée par Gourdin [GOUR15].

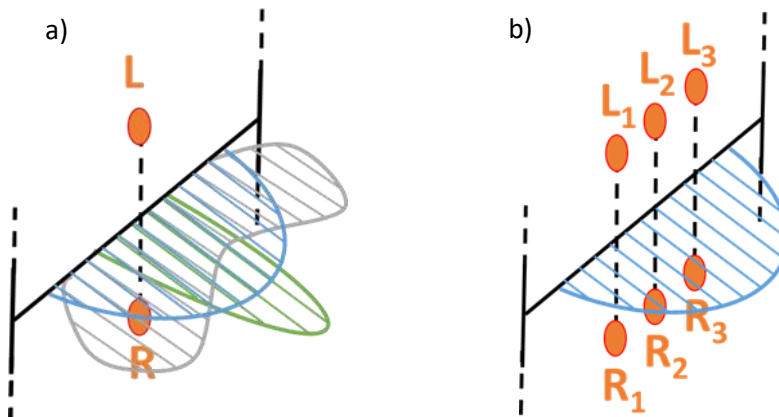


Figure C-5 : a) Schéma de principe de fronts différents donnant une même mesure de potentiel et b) sa possible solution

Une autre utilisation possible est le suivi de fissures multiples [SATO12]. Si un outil se déplace à la surface d'un échantillon, il permet de déplacer les points de mesure du potentiel. Une cartographie de la position des fissures peut alors être établie, comme l'illustre la Figure C-6. Il est cependant compliqué de visualiser de petites fissures situées proche d'autres fissures plus importantes.

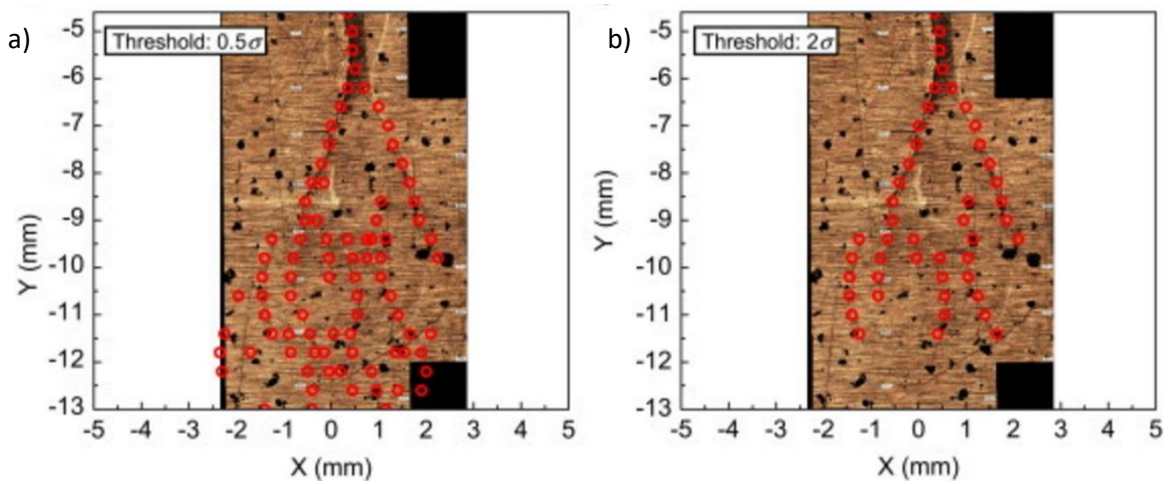


Figure C-6 : Résultat de la détection des fissures par la technique de mesure du potentiel avec a) un seuillage faible et b) important [SATO12]

La méthode de suivi de potentiel peut être utilisée en mode II avec des fissures hors plan [SPIT08]. Dans ce cas, la mesure de potentiel permettra d'indiquer la combinaison de la profondeur et de l'orientation de la fissure. Afin de pouvoir séparer les effets de cette combinaison lors du dépouillement, la mesure de potentiel en un troisième point de mesure, appelé M sur la Figure C-7, est nécessaire [SPIT10]. Le rapport des différences de potentiel V_{LM} et V_{RM} permet d'avoir l'inclinaison de la fissure. La mesure de la différence de potentiel LR permet alors d'en estimer sa profondeur.

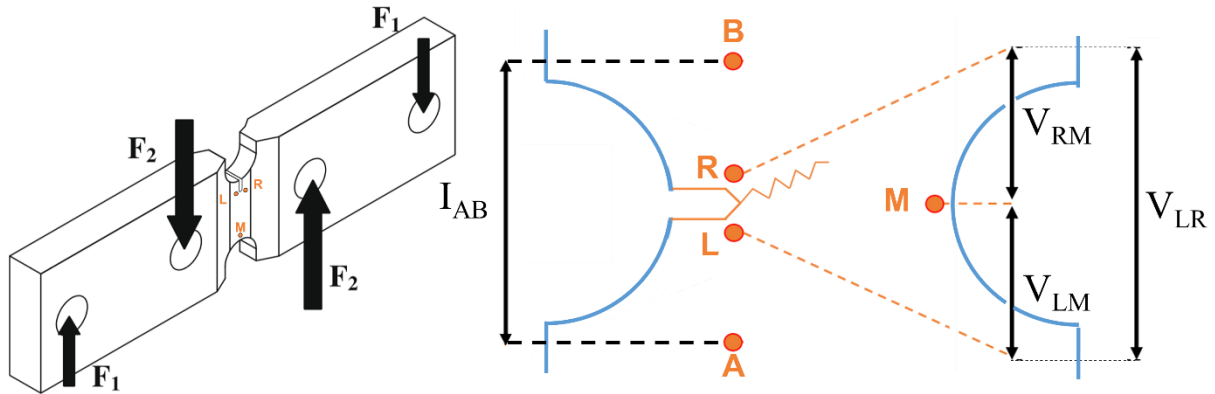


Figure C-7 : Ajout d'un 3ème point de mesure du potentiel (point M) pour la détermination de l'inclinaison d'une fissure propageant hors plan (ici en mode II) [SPIT10]

C.1.3. Obtention d'une courbe de calibration

C.1.3.a. *Approche analytique*

L'objectif des calibrations analytiques est de résoudre le problème électrique en deux dimensions à l'aide de calculs avec des nombres complexes. Le potentiel électrique Φ qui obéit à l'équation de Laplace doit être déterminé pour un flux de courant constant.

Equation de Laplace :
$$\nabla^2 \Phi = 0 \quad (1.2)$$

Avec un flux de courant J :
$$J\rho = -grad(\Phi) \quad (1.3)$$

Une solution applicable à une éprouvette à section rectangulaire de largeur $2W$ a été déterminée par Johnson en 1965 [JOHN65] (cf. eq 1.4). De plus, cet auteur est le premier à normer par le potentiel de référence $V(a_0)$ le potentiel $V(a)$ d'une fissure de profondeur a . $V(a_0)$ et $V(a)$ sont reliés de la manière suivante :

$$\frac{V(a)}{V(a_0)} = \frac{\cosh^{-1}\left(\frac{\cosh(\pi y/2W)}{\cosh(\pi a/2W)}\right)}{\cosh^{-1}\left(\frac{\cosh(\pi y/2W)}{\cosh(\pi a_0/2W)}\right)} \quad (1.4)$$

Avec y la distance entre les points de mesure et la fissure.

Cette expression permet d'obtenir un bon accord avec le suivi expérimental par mesure optique. Elle permet aussi de mettre en évidence une surestimation de la mesure de fissure si la présence de l'entaille initiale n'est pas prise en compte [JOHN65].

Par la suite de nombreux auteurs ont utilisé cette formulation analytique. Notamment, Černý [ČERN01, ČERN04] l'applique pour le suivi de fissures dans des éprouvettes tubulaires.

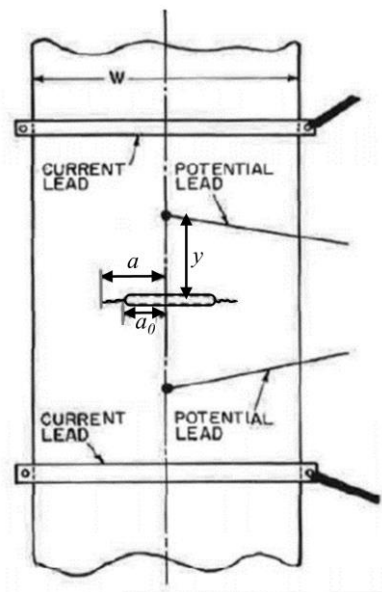


Figure C-8 : Configuration géométrique d'une éprouvette pour la solution de Johnson [JOHN65]

Cependant, la formulation établie par Johnson n'est valable que pour des éprouvettes à section rectangulaire de largeur $2W$. C'est pourquoi différents auteurs se sont attachés à étendre cette formulation à d'autres géométries d'éprouvette. Par exemple, Černý [ČERN01, ČERN04] a établi une formulation adaptée au suivi de fissure dans des éprouvette tubulaire. Pour ce faire, il divise la section en anneau de son éprouvette en deux éprouvettes planes de section équivalente (cf. Figure C-9). La comparaison avec la calibration expérimentale est alors exploitable (cf. Figure C-9b). Une correction d'une constante de potentiel dV peut être appliquée à la courbe obtenue par calcul (cf. Figure C-9b). Cette correction correspond à la valeur de la différence de potentiel au moment où la mesure expérimentale détecte la présence d'une fissure.

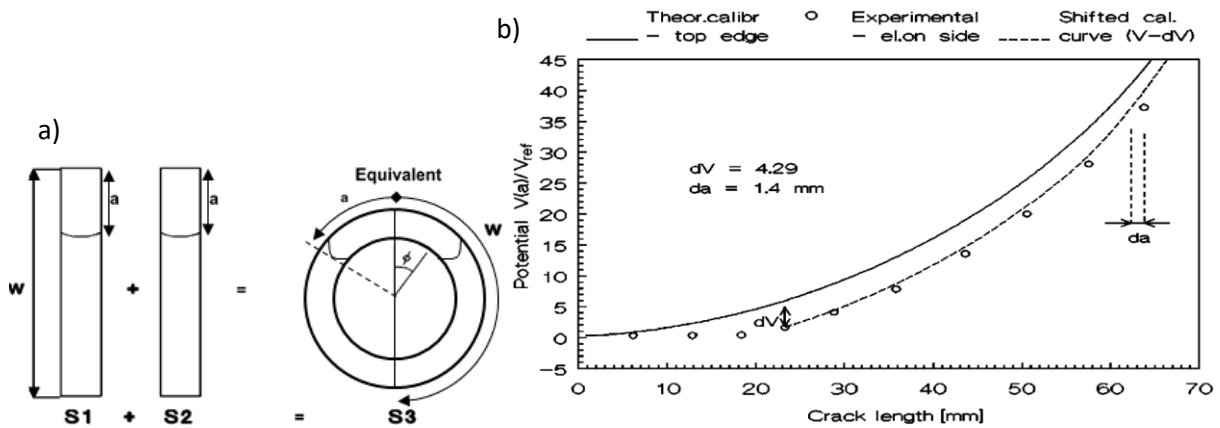


Figure C-9 : a) Approximation géométrique d'une section en anneau en deux sections rectangulaires et b) résultat de la calibration analytique [ČERNO4]

Schwalbe et Hellman [SCHW81] ont montré que la calibration analytique proposée par Johnson permet de traiter les trois types d'éprouvette les plus communément utilisées en fatigue (CCT, SEN et CT). Par la suite, d'autres auteurs ont souhaité trouver des formulations analytiques pour d'autres formes de géométries d'éprouvettes. Pour ce faire, ils ont appliqué des transformations conformes à la formulation de Johnson. Ces transformations permettent de se placer dans un cas géométrique où une solution analytique au problème électrique peut être établie (cf. Figure C-10a). Ces transformations peuvent être appliquées pour des entailles semi-circulaires, semi-elliptiques ou en V par exemple [CLAR75]. Il a ainsi été montré que les courbes de calibration analytique pour une fissure située dans une entaille semi-elliptique possèdent une forte dépendance à la géométrie de ladite entaille, comme le montre la Figure C-10b.

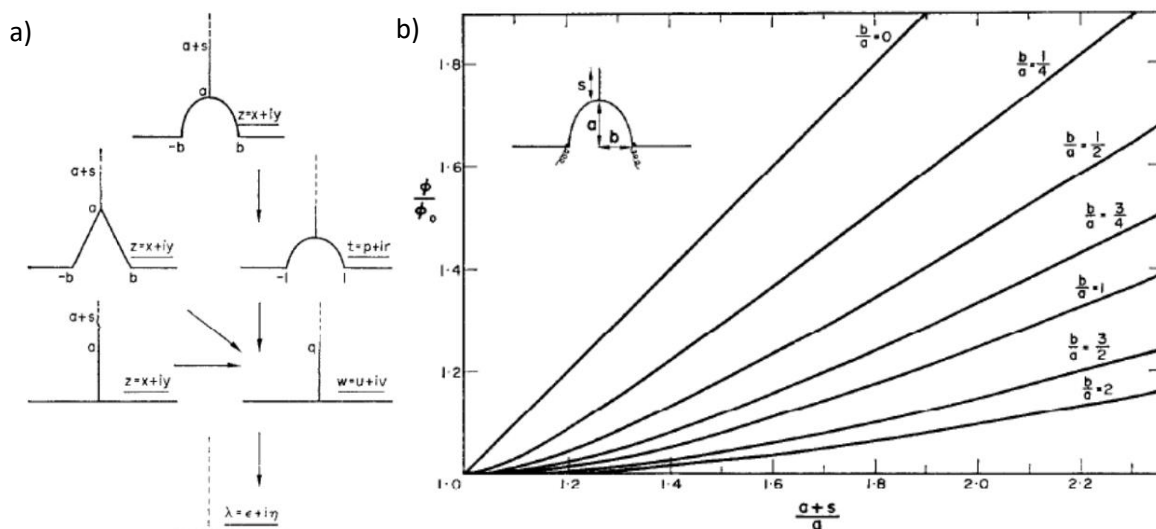


Figure C-10 : a) Exemple de transformation conforme et b) Influence de la géométrie d'une entaille semi-elliptique sur la courbe de calibration [CLAR75]

Le principal défaut de cette méthode est que la résolution de ces équations, utilisant les nombres complexes, est limitée à une approche 2D. Ainsi, seuls sont traités les cas de fissures traversantes dont le front est considéré comme droit.

C.1.3.b. Approche analogique

La technique de calibration analogique consiste à remplacer le matériau fissuré et/ou une fissure par un matériau différent. Cette procédure peut être utilisée soit pour une question de coût (matériau moins cher), soit parce que les essais sont plus facilement contrôlables (cuve rhéoelectrique ou feuille carbone) qu'avec des éprouvettes métalliques. Cette approche permet notamment d'être capable de choisir les dimensions du simili de fissure plutôt que de le mesurer *in situ*.

Deux méthodes principales existent. La première consiste à couper un papier conducteur dans lequel un courant est passé afin d'émuler la présence d'une fissure. Une des hypothèses principales de cette méthode est que le champ de potentiel est uniquement affecté par la géométrie de l'éprouvette et que la fissure est droite. Hicks et Pickard [HICK82] et Green et al. [GREE88] utilisent cette méthode avec respectivement des feuilles d'aluminium et de graphite. Ils reproduisent l'évolution de la distribution de potentiel au fur et à mesure que l'on coupe la feuille pour simuler la propagation d'une fissure. Les seconds l'utilisent spécifiquement pour calibrer le suivi de propagation avec une fissure de forme complexe et non rectiligne. Cette méthode a aussi permis l'optimisation des fils de potentiel pour un suivi plus précis de la propagation de fissure [RITC71]. Pour cela, un papier en graphite sur lequel sont visualisés les champs de potentiel électrique est utilisé. La limite de cette méthode est similaire à la méthode analytique et se limite à la représentation de problème en deux dimensions. Les comparaisons avec les techniques de calibration expérimentales semblent tout de même généralement satisfaisantes

La seconde méthode de calibration analogique implique l'utilisation d'une cuve rhéoelectrique pour simuler les conditions de mesure du potentiel en trois dimensions sur une éprouvette [BAUD79]. Une cuve de forme identique à la partie utile de l'éprouvette (avec un facteur d'échelle), est remplie d'une solution conductrice qui peut être de l'eau dans le cas de Baudin et Policella [BAUD79], ou pour You et Knott [YOU83] une solution de chlorure de potassium qui assure une meilleure stabilité de mesure. La cuve est réalisée en matière isolante (en plexiglas par exemple), avec des plaques conductrices aux extrémités (en acier inoxydable par exemple) où l'arrivée de courant sera installée (avec $I = \text{constant}$). La fissure est simulée par une plaque isolante placée au centre de la cuve. La mesure de potentiel peut être réalisée par deux tiges de laiton légèrement immergées de part et d'autre de la « fissure » (cf. Figure C-11). Une variation éventuelle de mesure générée est compensée par l'utilisation d'une tension de référence V_0 .

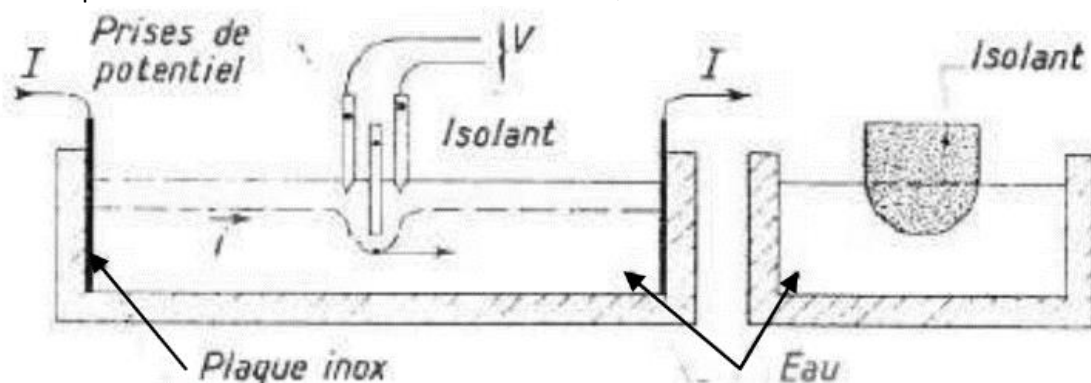


Figure C-11 : Schéma d'une cuve rhéoelectrique [BAUD79]

En utilisant des plaques isolantes de différentes longueurs et formes pour simuler une fissure, on obtient une courbe de calibration de la méthode du suivi de la différence de potentiel. On peut en outre comparer le résultat expérimental de la mesure obtenue sur éprouvette et le résultat de la calibration dans la cuve pour retrouver la forme du front de fissure. La forme de la cuve peut également être adaptée pour la calibration d'éprouvettes cylindriques ou tubulaires. Cette méthode de calibration des mesures électriques ouvre donc une large gamme de possibilités à l'expérimentateur avec une mise en œuvre relativement simple.

C.1.3.c. Approche expérimentale

Dans le cas d'une fissure traversante (éprouvette CT par exemple), la courbe de calibration peut être générée expérimentalement à l'aide de la mesure en temps réel de la longueur de fissure [ANCT64]. Si la fissure est non traversante (comme dans notre étude avec des éprouvette KBr), différentes méthodes permettent de marquer le front de fissure à un instant t pour qu'après rupture, le front à cet instant t soit toujours visible et mesurable par microscope optique ou électronique. Ces mesures ont le double avantage de relier une mesure de potentiel à une profondeur de fissure et de fournir l'évolution géométrique du front de fissure au cours de sa propagation. Différentes méthodes de marquage existent. La plus ancienne est le marquage mécanique (cf. Figure C-12). Ces marquages consistent à changer sur une faible période la sollicitation, tel qu'un changement de rapport de charge (par exemple, marquage à $R = -1$ pour des essais à $R = 0$) ou un changement de contrainte maximale (surcharge ou sous charge).

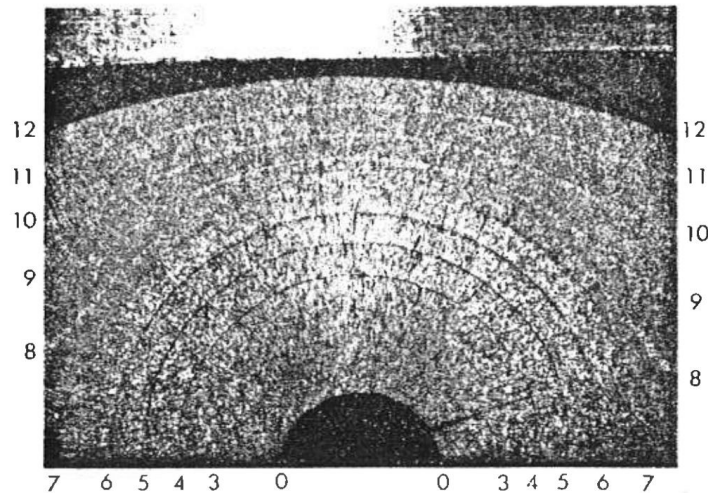


Figure C-12 : Faciès de rupture avec marquages mécaniques [BAUD79]

Le principal inconvénient de cette méthode est l'influence éventuelle de la procédure de marquage sur la vitesse d'avancée post-marquage de la fissure. Pour cette raison, certains auteurs ont choisi de marquer les fronts de fissures de manière plus neutre vis-à-vis des résultats de l'essai. Le marquage à l'encre permet ainsi de marquer des fissures de petites dimensions ($< 200 \mu\text{m}$) [SIMO17]. A l'arrêt du cyclage, un bain d'encre est réalisé autour de l'éprouvette, quelques cycles sans changement de sollicitation permettent de faire entrer l'encre en profondeur. Ensuite, un temps de séchage est nécessaire pour éviter que l'encre ne propage avec la fissure. Le résultat de cette procédure est visible sur la Figure C-13. Un nettoyage après mesure permet de vérifier que le champ sombre était de l'encre et non un état de surface.

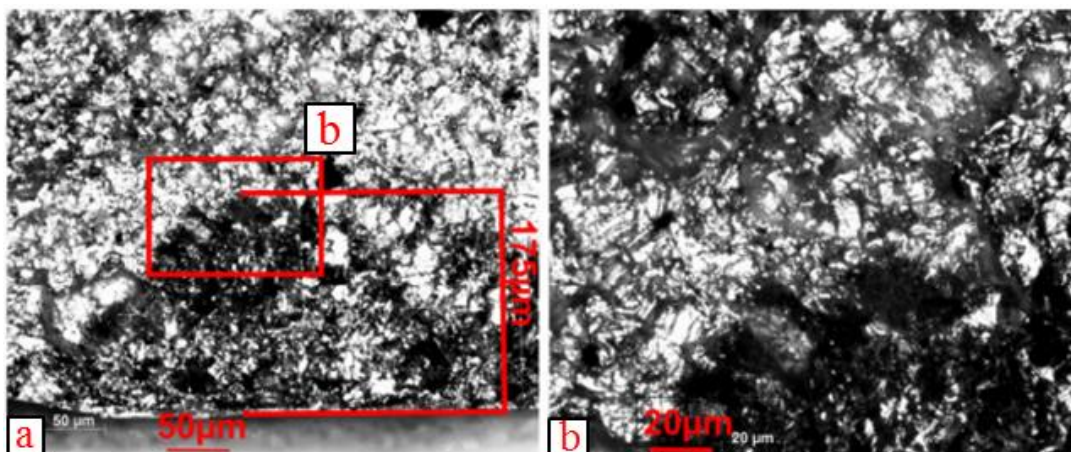


Figure C-13 : Marquage de fissure à l'encre d'une petite fissure [SIMO17]

Dans notre étude, on a choisi d'utiliser des marquages thermiques associés à la formation d'une couche d'oxyde sur les lèvres de la fissure exposées à l'air libre, alors que le reste du ligament est protégé. La procédure pour la réalisation d'un marquage thermique consiste donc à interrompre l'essai de fatigue et à porter l'éprouvette à une température où l'oxydation est importante. L'interruption doit avoir une durée suffisante pour que la surépaisseur d'oxyde ainsi créée soit visible sur le faciès de rupture. Une exposition d'1h15 minutes à 550°C suffit pour réaliser un marquage thermique dans l'Inconel 718DA sur les surfaces générées à la température d'essai (cf. Figure C-14).

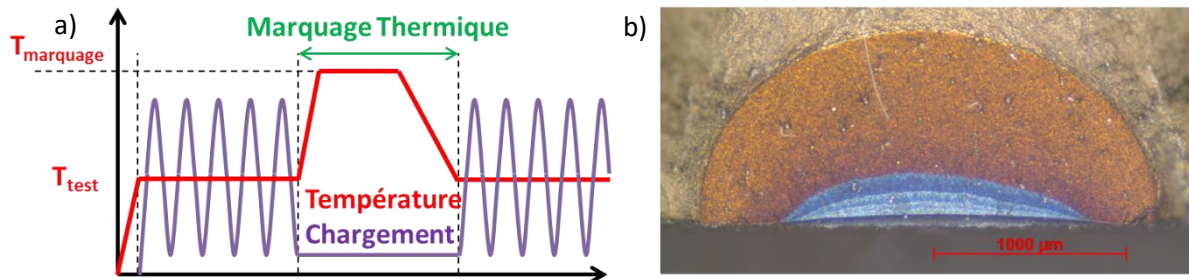


Figure C-14 : a) Schéma du principe et b) exemple de marquages thermiques réalisés uniquement à 550°C

A 550°C et pour l'Inconel 718DA, le nombre de marquages thermiques maximal est de 5. En effet, la réalisation d'un 6^{ème} marquage peut faire que le second marquage prenne la teinte du premier et ainsi que le premier ne soit plus visible. Si l'on souhaite réaliser plus de marquages thermiques au cours d'un même essai, il est nécessaire de jouer avec les durées et les températures de marquage. L'exemple le plus optimisé est présenté en Figure C-15. D'autres combinaisons de temps/température ont été utilisées dans ces travaux, mais le temps de réalisation était plus important pour au final un résultat identique ou moins contrasté. De tels marquages seront présentés par la suite mais la procédure de durées/températures ne sera pas détaillée.

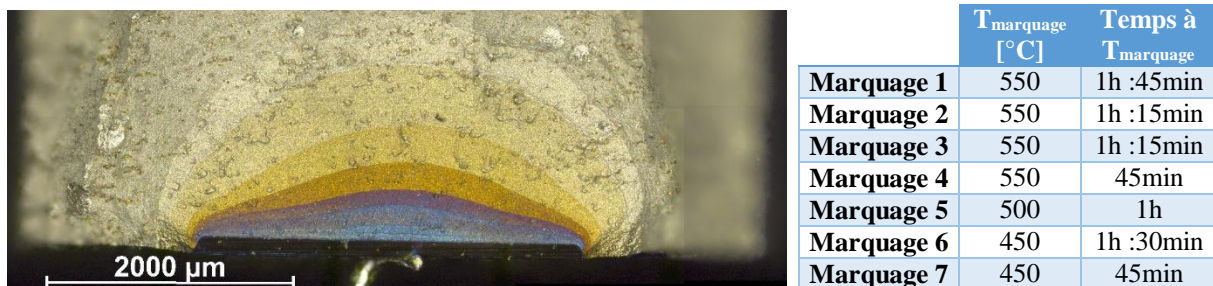


Figure C-15 : Exemple de marquages successifs réalisés avec différents temps et températures lors d'un essai à 450°C

Doremus a vérifié, dans une configuration similaire à celle étudiée ici, que la procédure de marquage thermique n'influence ni la durée de vie, ni les vitesses de propagation. De plus, l'analyse des vitesses de propagation montre qu'il n'y a ni accélération ni retard après un marquage thermique. Des essais réalisés avec et sans marquages thermiques sont donc exploitables de la même manière. Nous avons donc fait le choix de réaliser des marquages thermiques sur la totalité de nos essais.

C.1.3.d. Approche numérique

La calibration numérique est une méthode relativement facile à mettre en place. Le principal avantage est la grande flexibilité sur la géométrie de l'éprouvette et de la fissure insérée. L'utilisation de cette méthode permet l'étude de la précision, de la reproductibilité et de la sensibilité de la technique de mesure de DCPD. Les mises en simulation permettent d'obtenir des configurations géométriques pour des modélisations par éléments finis. La propagation de la fissure est alors modélisée soit par des techniques de remaillage à chaque nouvelle position et forme de la fissure ou bien par des méthodes de relâchement de nœuds. Gandossi et al. évaluent la précision de la

modélisation 2D et 3D pour la calibration du suivi de la différence de potentiel [GAND01]. Ils mettent en évidence le gain en précision de la modélisation en trois dimensions (cf. Figure C-16). L'écart entre la courbe de calibration 3D et les points expérimentaux est en moyenne de 5% contre une surestimation de 15 à 35% pour la modélisation 2D. Une modélisation 3D est donc à privilégier pour l'estimation de la profondeur d'une fissure.

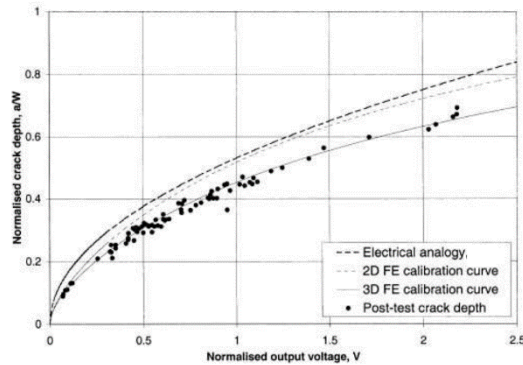


Figure C-16 : Comparaison des calibrations analogique et numérique en 2D et en 3D [GAND01]

C.1.4. Facteur d'influence de la courbe de calibration

C.1.4.a. Outils de simulation de Doremus

Doremus a montré à l'aide de simulations numériques que la mesure de la fissure par chute de potentiel dépendait de nombreux paramètres [DORE14, DORE15]. Il a étudié ces différents paramètres sur une éprouvette lisse dont la partie utile a une section de 3.5 mm x 8.3 mm et une longueur de 22 mm. La résolution du problème électrique était menée par le solveur Abaqus couplé à un script Python. Ce dernier contrôlait le calcul et permettait à l'utilisateur de choisir la configuration géométrique étudiée. De cette manière, il était possible de modifier, à chaque pas de calcul, la forme et la position du front de fissure.

La Figure C-17 illustre la modélisation mise en place. Le plan de propagation est défini au centre de l'anomalie de surface. Les points de mesure du potentiel sont des disques dont la surface est équivalente à celle de la soudure, positionnés de part et d'autre du plan de propagation. Le potentiel est déterminé sur chacune de ces zones en faisant la moyenne des valeurs sur l'ensemble des éléments de ces disques. Les points d'introduction du courant sont également des disques situés sur la face avant de l'éprouvette mais loin du plan de propagation. Le script Python développé actualise le maillage à chaque itération de la fissure. Du fait de la nouvelle position et forme de la fissure un nouveau maillage doit être généré à chaque pas du calcul. La propagation de la fissure est entièrement déterminée par l'utilisateur qui fixe les positions et formes successives de la fissure à analyser. Les conditions aux limites du modèle correspondent à l'injection du courant dans l'éprouvette. Un courant de surface est appliqué au niveau du point d'introduction du courant situé à l'extrémité haute du modèle alors que celui situé à l'extrémité basse correspond à la masse électrique. Le seul paramètre d'entrée nécessaire au calcul est la conductivité électrique du matériau. Dans le cas de l'Inconel 718DA, sa valeur est de $833 \text{ S}\cdot\text{mm}^{-1}$ à température ambiante [NIDI95].

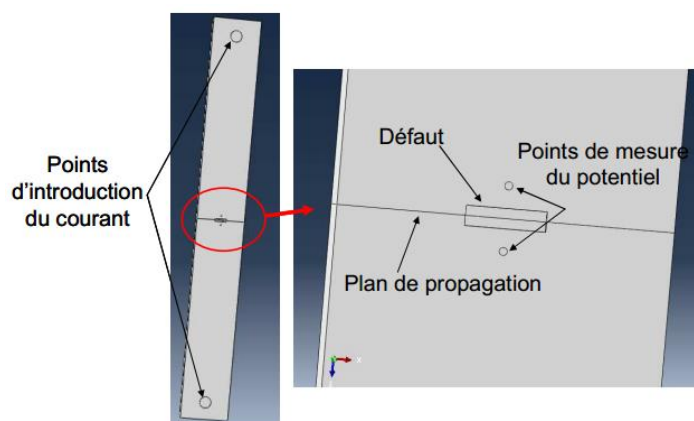


Figure C-17 : Configuration géométrique de la modélisation numérique mise en place [DORE15]

C.1.4.b. Paramètres peu influents

Suite à une étude de la convergence du maillage lors de simulation par éléments finis, Doremus est arrivé à la conclusion qu'une taille de maille de 400 μm en pointe de fissure et 50 μm au niveau des points de mesure sont à privilégier pour le calcul [DORE14]. Densifier le maillage au-delà de ces valeurs n'entraînera jamais une différence supérieure de 1,5%.

L'utilisation d'une différence de potentiel normée V/V_{ref} permet de s'affranchir de la valeur d'entrée du courant et des propriétés électriques du matériau. En effet, la différence de potentiel mesurée de part et d'autre de la fissure correspond à une tension qui suit la loi d'Ohm.

$$U = R \cdot I \quad (1.5)$$

Le courant I étant imposé et supposé constant, la différence de potentiel mesurée, normée par le potentiel initial V_{ref} correspond à la résistance R et est normé par la résistivité initiale R_{ref} :

$$\frac{V}{V_{ref}} = \frac{R}{R_{ref}} \quad (1.6)$$

Ainsi, lors du calcul, quelle que soit la valeur de la conductivité

Ainsi, lors du calcul, quelle que soit la valeur de la conductivité du matériau, la courbe de calibration profondeur de fissure fonction de V/V_{ref} sera toujours la même (cf. Figure C-18).

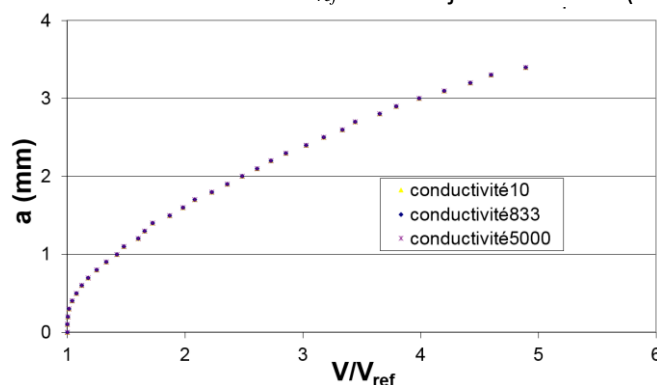


Figure C-18 : Etude de l'influence de la conductivité du matériau sur la courbe de calibration

La création d'une courbe de calibration normée par le potentiel initial permet de s'affranchir des effets dus à la température à la condition que l'éprouvette soit isotherme au cours de l'essai. Ainsi, connaître les propriétés électriques du matériau n'est donc pas nécessaire pour la création de courbe de calibration (cf. Figure C-18). Cependant, l'hypothèse d'isothermie est importante. En effet, l'existence d'un gradient de température, et intrinsèquement, d'un gradient de propriété électrique ne serait pas prise en compte par la normalisation par V_{ref} . Le temps nécessaire à la stabilisation de la température dans l'éprouvette est donc indispensable pour la précision des mesures.

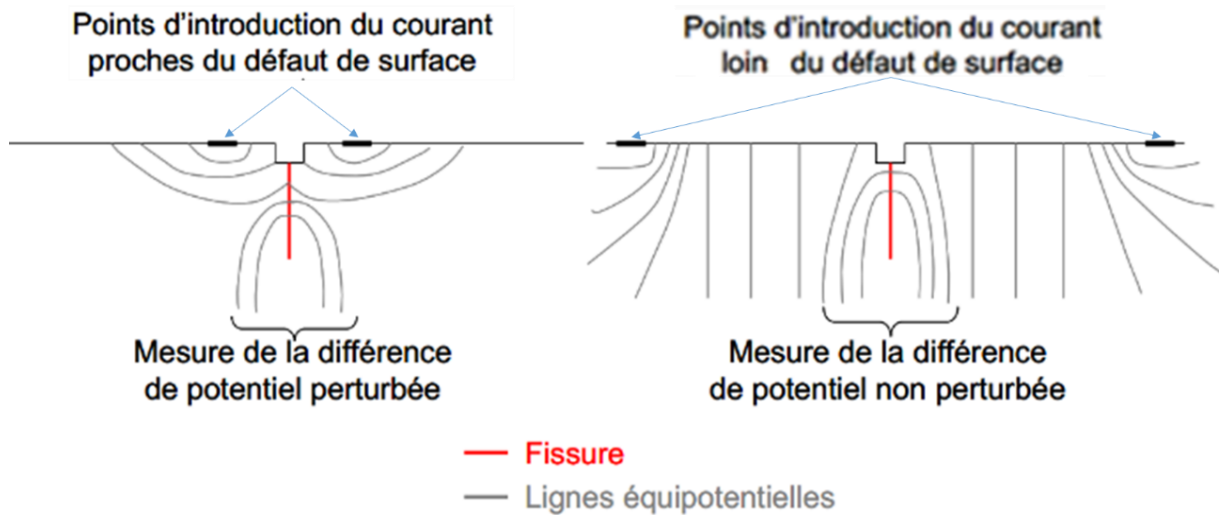


Figure C-19 : Illustration de l'influence de la position des points d'introduction du courant sur la mesure de la différence de potentiel [RITC71]

Le rayon des points de mesure n'a que peu d'influence sur la courbe de calibration (maximum de 2% observé lors des simulations) [DORE14]. Les points de soudure effectués étant de l'ordre de 100 μm , c'est cette valeur qui sera la donnée d'entrée de notre simulation numérique. De plus, si les points d'introduction du courant sont positionnés suffisamment loin de la fissure ceux-ci n'influencent pas non plus le résultat [RITC71]. En effet, il n'y a perturbation du champ électrique à proximité de la fissure que lorsque l'introduction du courant est trop proche du plan de propagation (cf. Figure C-19). Dans le cas de la géométrie des éprouvettes KBr, Doremus a obtenu une distance minimale à respecter de 4,5 mm [DORE15]. Cette distance a été obtenue en dépouillant une simulation où la distance entre point d'introduction et plan de propagation était très supérieure à 4,5 mm. Il a alors suffi de chercher la position d'une section étant équipotentielle et de mesurer la distance entre cette surface et le point d'introduction (cf. Figure C-20).

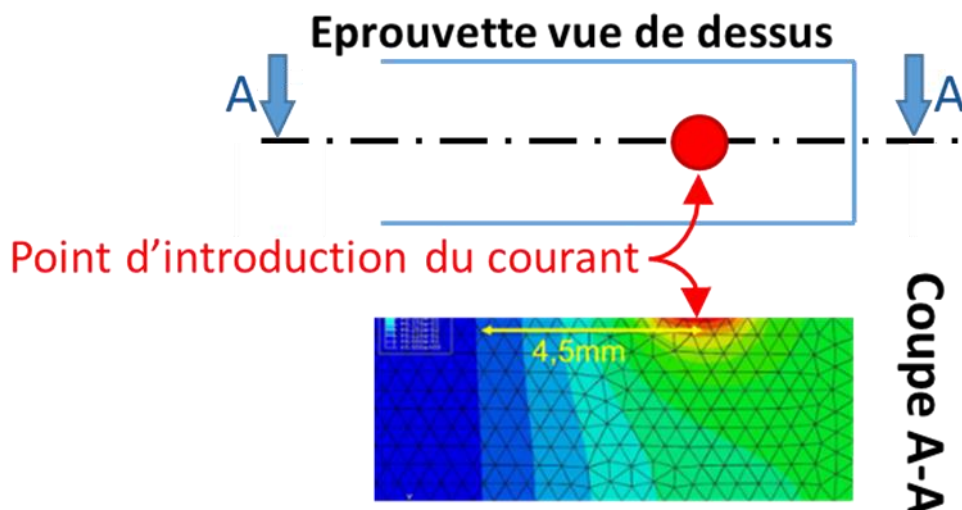


Figure C-20 : Illustration de la distance nécessaire pour obtenir un champ électrique uniforme depuis le point d'introduction du courant [DORE15]

C.1.4.c. Paramètres très influents

L'analyse paramétrique de Doremus a révélé que certains paramètres exercent une influence importante sur la mesure de la différence de potentiel. Il s'avère donc indispensable de mentionner ces paramètres et de discuter leurs influences. Ce travail nous permet d'acquérir une meilleure maîtrise de la mesure et ainsi de choisir les conditions permettant d'obtenir les meilleures sensibilité, reproductibilité et précision.

Il apparaît évident que la géométrie de l'éprouvette étudiée est un facteur de premier ordre sur la mesure du champ électrique. En effet, le champ et le flux électrique évoluent en fonction de la géométrie dans laquelle le courant est injecté. C'est la raison pour laquelle nous modélisons la géométrie exacte de l'éprouvette et la géométrie exacte de fissure. En revanche, il est suffisant de simuler uniquement la partie utile de l'éprouvette car sa taille permet de laisser une distance convenable entre la zone d'introduction du courant et le plan de propagation du point de vue de l'homogénéité du champ électrique autour des anomalies de surface.

La modélisation de la présence d'une anomalie de surface semble également importante, mais pas sa modélisation exacte en 3D. En effet, leur présence modifie la différence de potentiel V_{ref} initiale et modifie ainsi la courbe de calibration. Simuler une fissure présentant les mêmes propriétés géométriques que l'anomalie projetées dans le plan du ligament de surface ou simuler directement l'anomalie engendre la même valeur de potentiel. Il est donc approprié de modéliser l'anomalie de surface uniquement comme une fissure dans le cas de la création d'une courbe de calibration [DORE14, RITC79].

La position des points de mesure est un paramètre fortement étudié dans la littérature [BAUD78, CLAR75]. La sensibilité de la mesure augmente lorsque l'on rapproche les points de mesure de la fissure, la plus grande sensibilité étant obtenue lorsque la mesure est effectuée de part et d'autre de la pointe de la fissure. Toutefois, cette mesure ne serait plus reproductible. Le bon équilibre recommandé par l'auteur est donc de positionner les points de mesure en surface de l'éprouvette mais au plus proche de la fissure. Cette position correspond à $b = 0$ sur la Figure C-21.

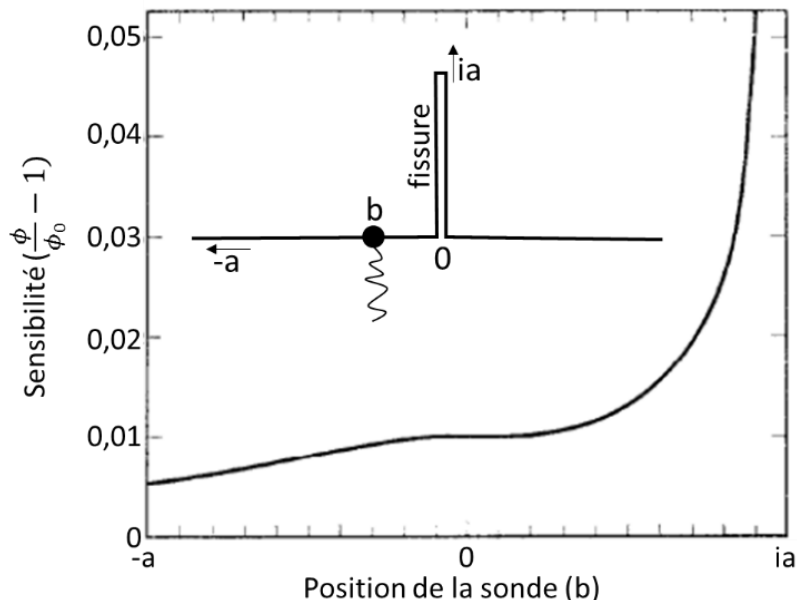


Figure C-21 : Evolution de la sensibilité de la mesure de différence de potentiel en fonction de la position des points de mesure [CLAR75]

Les calculs numériques confirment l'importance de l'influence de la position des points de mesure sur la valeur de la différence de potentiel (cf. Figure C-22) [DORE14].

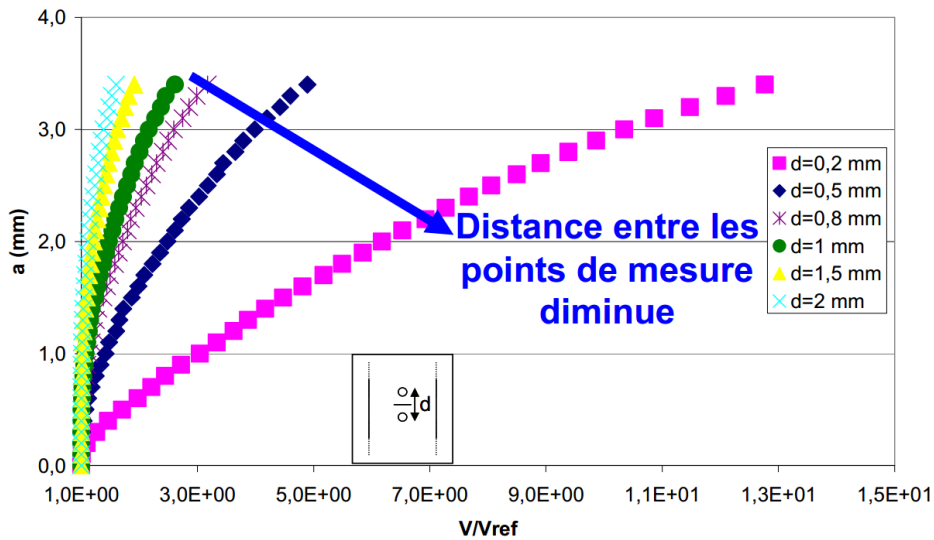


Figure C-22 : Influence de la distance entre le plan de propagation et les points de mesure [DORE14]

Doremus a également étudié l'influence de la dissymétrie des points de mesure. Il en a conclu que la position symétrique des points de mesure n'est pas essentielle à la sensibilité et à la précision de la mesure. Seule la distance entre les points de mesure importe, comme le montre la Figure C-23.

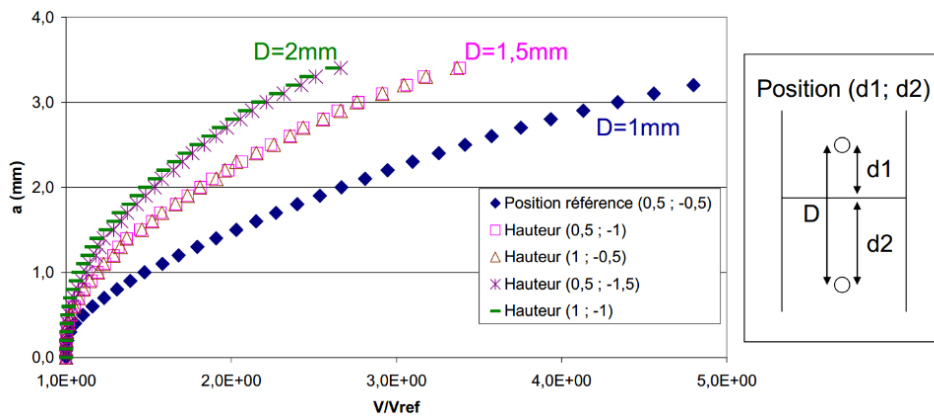


Figure C-23 : Influence de la dissymétrie du positionnement en hauteur des points de mesure [DORE14]

Doremus a aussi montré l'importance de la forme du front de fissure. Pour une même profondeur, une fissure semi-elliptique avec une longueur en surface plus importante, et donc une surface fissurée plus élevée, occasionne une plus grande différence de potentiel (cf. Figure C-24).

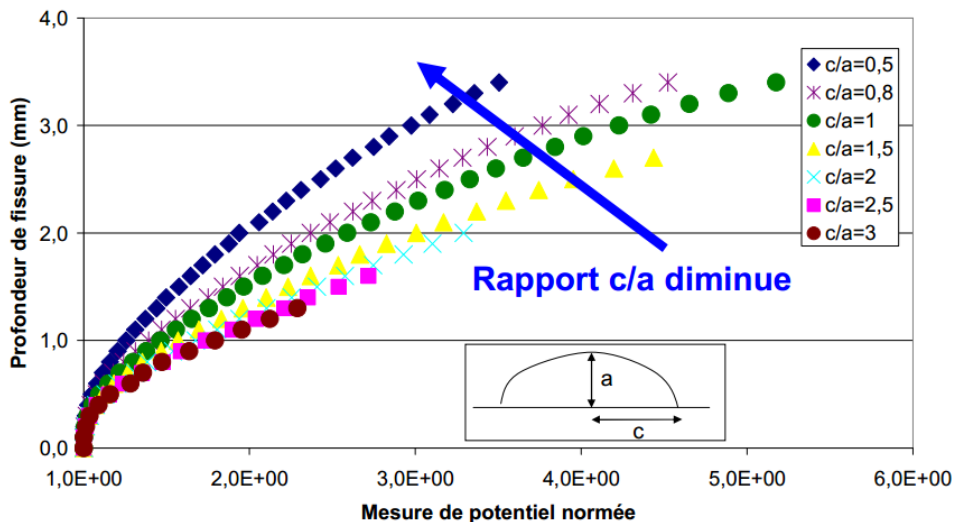


Figure C-24 : Influence du rapport c/a d'une fissure [DORE14]

Ces résultats soulignent l'importance de l'évolution de la forme du front de fissure dans la détermination d'une courbe de calibration la plus précise possible. Dans la présente étude, ce sont les marquages thermiques expérimentaux qui nous renseigneront sur la forme et l'évolution du front de fissure au cours de la propagation, en fonction de l'anomalie et des conditions de sollicitation.

Dans sa thèse, Roux caractérise l'effet de la contrainte sur les propriétés électrique. Il montre que la déformation plastique possède un effet beaucoup plus important que celui d'une déformation purement élastique [ROUX08]. Les résultats de Doremus d'une mesure de potentiel lors d'un essai de traction, présentés sur la Figure C-25, confirme les résultats de Roux et indiquent clairement l'existence d'une rupture de pente à partir de l'instant où la limite d'élasticité est atteinte [DORE14]. Černý relève également que ce brusque changement de comportement pourrait être confondu avec l'amorçage d'une fissure [ČERN04]. De plus, Saint-Sulpice et Barta montrent que la résistivité électrique (l'inverse de la conductivité) dépend fortement de la plasticité [BART05, SAIN14]. Cependant, selon Barta, l'influence de la plasticité est négligeable en comparaison de l'effet d'un changement de phase ou de grande variation de température. En ce qui concerne les essais, la température de l'éprouvette est stabilisée avant le début du cyclage. L'éprouvette est donc isotherme et *a priori* aucun changement de phase n'intervient durant l'essai. L'influence de la plasticité ne serait donc pas à négliger dans ce contexte.

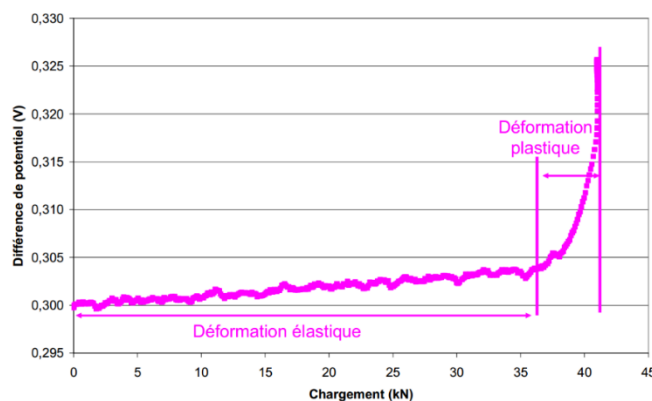


Figure C-25 : Influence de la déformation plastique sur la mesure de différence de potentiel à température ambiante [DORE14]

C'est sur cette constatation que repose le travail présenté dans cette partie. En effet, dans le cas d'une éprouvette entaillée, la plasticité est localisée en fond d'entaille bien qu'elle y soit bien moins intense qu'en pointe de fissure. Cependant, il est important de quantifier si ce gradient de conductivité dans la zone utile influence la longueur de fissure obtenue par mesure de potentiel en présence d'entaille.

L'hypothèse d'une conductivité constante dans le matériau était réalisée dans les simulations citées précédemment. Dans le cas d'éprouvettes lisses, soumises à un champ de contraintes uniformes, cette hypothèse est valide. Toutefois, en présence d'un gradient de contraintes, cette hypothèse reste à prouver : ce sera l'un des objectifs du travail présenté ici.

Prise en compte d'une conductivité variable dans l'établissement d'une courbe de calibration

Le travail présenté ici a pour objet le suivi de l'évolution de fissures se développant dans un gradient de contraintes par mesure de potentiel. En effet, dans la littérature, de nombreux aspects du suivi de fissuration par mesure de potentiel sont abordés. Toutefois, la variation de la conductivité est souvent considérée comme faible dans l'éprouvette et n'impactant pas ou très peu la courbe de calibration reliant potentiel et profondeur de fissure. Cependant, estimer cet effet semble primordial lors de la mesure de fissure par potentiel dans le cas de pièces à gradient de contraintes et à plasticité localisée. L'objectif de cette partie est par conséquent de vérifier cette hypothèse dans le cas d'une éprouvette entaillée lorsque la conductivité est affectée par la plasticité.

Dans le cas de l'Inconel 718DA, les travaux de Doremus ont montré que la mesure de potentiel varie lors d'un simple essai en traction sur des éprouvettes lisses, sans entaille (cf. Figure C-25) [DORE14]. Cette variation est linéaire et faible dans le domaine élastique mais augmente fortement dans le domaine plastique. Comme énoncé précédemment, grâce à la mesure de potentiel de référence, la mesure de la profondeur de fissure n'est pas influencée par cette variation si la conductivité reste homogène dans la pièce étudiée.

C.2.1. Variation de la conductivité en fonction de la déformation totale

Dans un premier temps, l'objectif est de comprendre sur éprouvettes lisses et sans fissure, l'évolution des propriétés électriques du matériau en fonction du chargement. A l'aide d'essais de traction avec cycles de charge/décharge à température ambiante et à 550°C, nous avons constaté que la mesure de potentiel varie linéairement avec la déformation totale (cf. Figure C-26). A la fin du premier chargement, un niveau de potentiel supérieur est atteint dès lors qu'il y a plastification. Ce niveau ne changera plus en cours d'essai pendant quelques milliers de cycles avant d'augmenter à nouveau, cette fois à cause de la propagation de la fissure. La valeur de V_{ref} est donc à relever à la fin du premier chargement de sorte que la mesure de la fissure en cours d'essai soit plus précise.

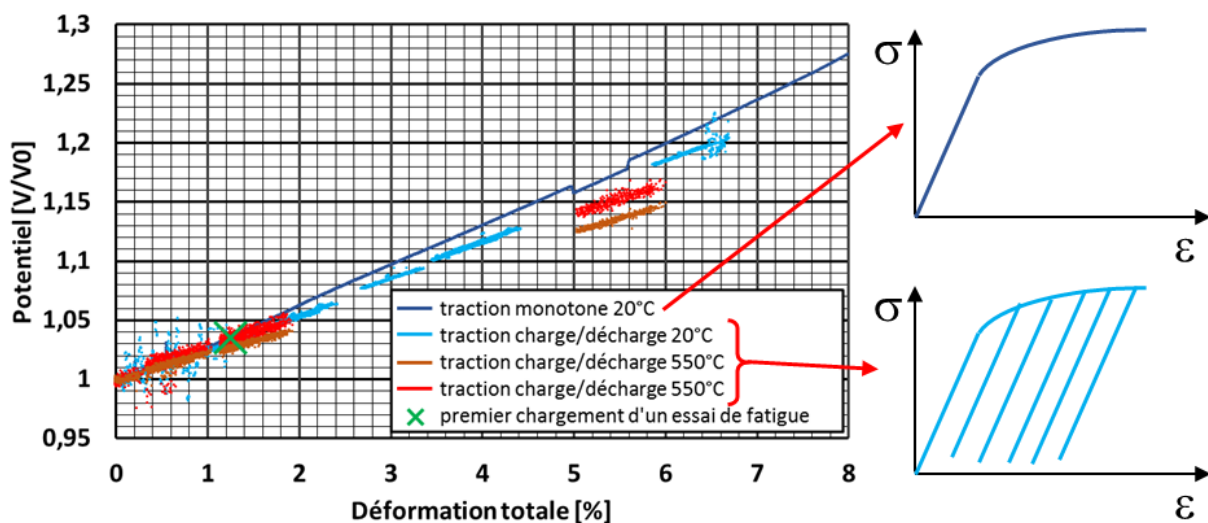


Figure C-26 : Evolution du potentiel en fonction de la déformation totale sans fissure à différentes températures

Comme spécifié précédemment, le solveur Abaqus lorsqu'il est utilisé dans la résolution des problèmes électriques ne nécessite en entrée que la conductivité, exprimée en S/m. Ayant une évolution de potentiel, on cherche à déterminer l'évolution de la conductivité.

$$U = R \cdot I; \chi = \frac{1}{\rho}; R = \rho \cdot \frac{L}{S} \quad (1.7)$$

Les lois basiques de l'électricité (équation ci-dessus) permettent de relier conductivité et différence de potentiel en tous points.

$$U = R \cdot I = \rho \cdot \frac{L}{S} \cdot I = \frac{1}{\chi} \cdot \frac{L}{S} \cdot I \quad (1.8)$$

On suppose que la longueur L entre les deux sondes, le courant I et la section S sont constants entre le moment initial et les incréments de charge.

$$U_0 \cdot \chi_0 = U_x \cdot \chi_x \quad (1.9)$$

L'utilisation d'une mesure de potentiel adimensionnée ($U_0 = 1$) permet de simplifier l'obtention de la conductivité :

$$\chi_x = \frac{\chi_0}{U_x} \quad (1.10)$$

La Figure C-27 présente les courbes de conductivité et de résistivité obtenues en supposant $\chi_0 = 833 \text{ S} \cdot \text{mm}^{-1}$.

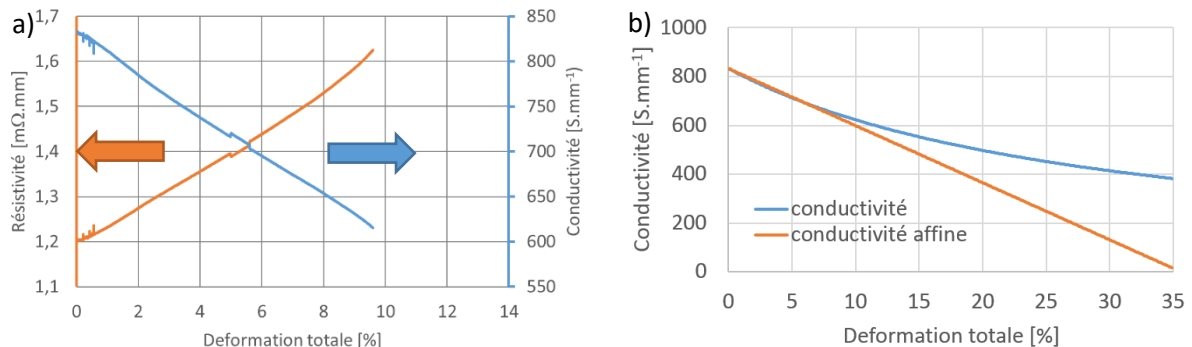


Figure C-27 : a) Résistivité et conductivité en fonction de la déformation totale et b) influence d'une interpolation affine entre 0 et 8% de déformation sur la conductivité à des déformations plus importantes

Sur le domaine d'une déformation totale inférieure à 7,5%, la courbe de conductivité peut être approximée par une courbe affine. L'erreur commise est de moins de 1% sur des déformations de 7,5% ou moins. Cependant, si l'interpolation est réalisée sur des déformations plus importantes, l'erreur commise s'amplifie. Néanmoins, pour $\epsilon_t > 7\%$, la conductivité obtenue par l'interpolation linéaire est toujours plus faible que celle déduite de l'expression (1.9) (cf. Figure C-27b). Cette sous-estimation de conductivité a pour conséquence directe de surestimer la profondeur de fissure. Les phénomènes physiques seront ainsi, dans un premier temps, exacerbés s'ils existent.

Il n'y a pas d'extrapolation hors du domaine déterminé par les points fournis en entrée du solveur Abaqus, à l'inverse, il y a saturation. Dans notre cas les données d'entrée sont : $\epsilon_t = 0\% \rightarrow 833 \text{ S} \cdot \text{mm}^{-1}$ et $\epsilon_t = 8\% \rightarrow 650 \text{ S} \cdot \text{mm}^{-1}$, alors pour toutes les valeurs de déformation totale supérieures à 8% la valeur de conductivité retenue sera $650 \text{ S} \cdot \text{mm}^{-1}$. Or, à grande déformation, la conductivité continue de décroître, c'est pourquoi, une valeur de déformation arbitraire et très élevée, associée à une valeur de conductivité faible a été ajoutée. Ainsi, les zones fortement écrouies pourront être traitées de façon plus adaptée.

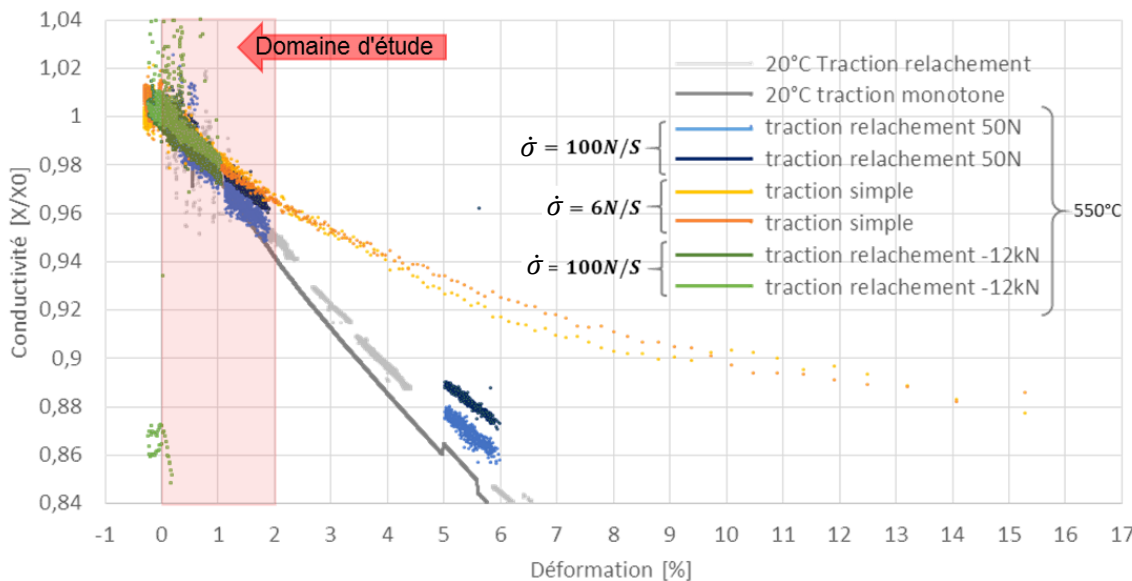


Figure C-28 : Conductivité adimensionnée par la conductivité à $\epsilon_t = 0$ en fonction de la déformation totale

De plus, un essai de traction simple extrêmement lent a été réalisé ainsi qu'un essai de traction à charge croissante avec déchargement jusqu'à -12 kN. La Figure C-28 présente l'évolution de la conductivité en fonction de la déformation, y compris pour des valeurs élevées. Il convient de mentionner que lors des essais les plus sévères de cette étude, la déformation maximale atteinte en fond d'entaille ne dépasse pas 1,3% (cf. cas a du Tableau C-1). Numériquement, un modèle avec une entaille plus sévère mais un chargement identique (cf. cas b Tableau C-1) et un modèle avec une entaille équivalente mais un chargement plus sévère (cf. cas c Tableau C-1) ont été étudiés. Dans les deux cas, les déformations en fond d'entaille sont plus importantes que dans le cas expérimental le plus sévère mais ne sont pas supérieures à 3%. Il est cependant à noter que le cas a du Tableau C-1 possède une durée de vie de 2000 cycles, ce qui est peu représentatif des pièces aéronautiques. Les cas plus sévères sont donc encore moins représentatifs du domaine industriel. Ainsi, définir le domaine de notre loi conductivité-déformation jusqu'à une déformation totale de 8% introduit un coefficient de sécurité important.

	rayon d'entaille [mm]	profondeur d'entaille [mm]	K_t [-]	P_{nom} [MPa]	ϵ_t max [%]
a)	4	1	2,0	700	1,3
b)	2	1	2,4	700	1,6
c)	4	1	2,0	900	3

Tableau C-1 : Exemple de déformation maximale locale pour différents cas de chargement et d'entaille avec en a), le cas le plus sévère testé, en b) une entaille plus sévère à ce cas et c) un chargement plus sévère

Doremus [DORE14, DORE15] a montré que les propriétés électriques de l'Inconel 718DA changent en fonction du chargement. Contrairement à son hypothèse, la plasticité n'est pas le paramètre direct.

A l'aide d'essai de traction charge/décharge, une relation linéaire a été établie entre la mesure de différence de potentiel et la déformation totale. Plus la déformation augmente, plus le potentiel augmente.

La conductivité est donc inversement proportionnelle à la déformation totale et sur le domaine de 0 à 8% de déformation, cette relation peut être considérée comme linéaire.

C.2.2. Architecture du modèle de simulation d'une courbe de calibration

A présent qu'une relation empirique a été établie entre la déformation totale et la conductivité, il s'agit d'associer calcul mécanique et calcul électrique sur des cas à gradient de contraintes. L'architecture du script développé à cet effet est présentée sur la Figure C-29. Le couplage fort entre calculs mécanique et électrique, que ne permet pas nativement le solveur Abaqus, implique la création d'une UMAT reliant déformation totale et conductivité. Le problème étant une simple interpolation, le choix a été fait de réaliser un couplage faible dans cette étude. Dans ce cadre, sur la base d'un premier calcul mécanique, le tenseur des déformations totales ainsi que la déformation équivalente au sens de von Mises en tout point de Gauss sont évalués et écrits dans un fichier. Ce fichier est ensuite lu en interprétant les déformations comme des valeurs de température dont on fait dépendre la conductivité. Dans le modèle électrique où la conductivité est variable, on fait alors propager une fissure de géométrie choisie. Les maillages des deux modèles sont donc différents car un seul calcul mécanique est réalisé pour toutes les longueurs de fissure du modèle électrique. Le détail du modèle mécanique et du modèle électrique est explicité sur la Figure C-29.

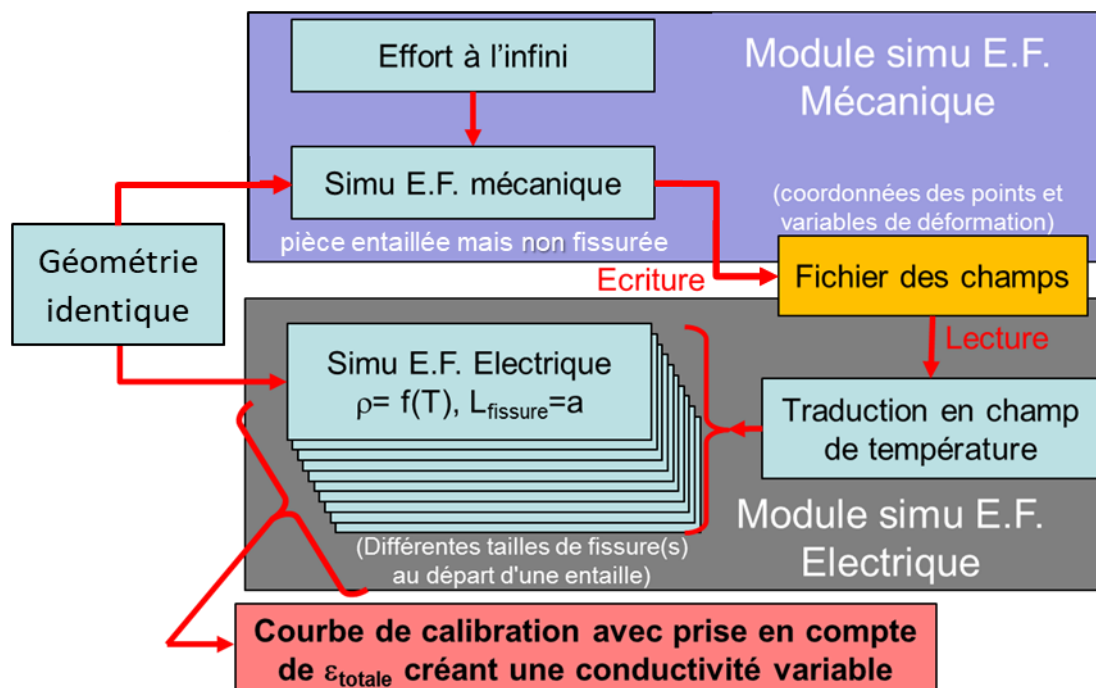


Figure C-29 : Script d'obtention de courbe de calibration avec conductivité variable

C.2.3. Modèle mécanique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable

Un fichier regroupe les différents paramètres de la loi de comportement élasto-plastique de l'Inconel 718DA en fonction de la température. Il contient les valeurs des coefficients de dilatation thermique, les paramètres de la loi à double écrouissage cinématique non linéaire ainsi que les valeurs de R_0 , la limite théorique d'élasticité.

Le domaine d'étude se limite à des températures inférieures à 700°C de façon à éviter la décomposition de la phase γ'' en phase δ . Le souhait d'être proche des conditions de service implique cependant des essais à assez haute température, soit proche des 500°C. La thèse de Doremus portant sur le même matériau, le choix a été fait de réaliser des essais en conservant la même température d'essais (550°C) à titre de comparaison. Une autre température, 450°C a aussi été sélectionné afin d'être plus proche des températures rencontrées par le moteur en condition normale d'utilisation. Les propriétés à température ambiante sont elles aussi rentrées dans la base de données de façon à comparer les résultats à ceux des essais expérimentaux réalisés à cette température.

Les valeurs des différents paramètres de la loi de comportement de l'Inconel 718DA à 20°C, 450°C et 550°C sont résumées dans le Tableau C-2, où C et γ sont les paramètres du double écrouissage cinématique non linéaire. Dans certains cas, comme lors de la recherche du coefficient de concentration de contrainte, seule la partie élastique de cette loi élasto-plastique peut nous intéresser.

Température (°C)	Module d'Young [MPa]	coefficient de poisson	Contrainte à 0% de ϵ_p [MPa]	C1	γ_1	C2	γ_2
20	1	1	1	1	1	1	1
450	0,891	1,000	0,734	2,423	0,950	0,898	1,401
550	0,849	1,000	0,726	2,206	0,928	0,949	1,401

Tableau C-2 : Paramètres de la loi de comportement de l'Inconel 718DA à 20°C, 450°C et 550°C, normé par les propriétés à 20°C

Afin de réduire le temps de calcul, des simplifications peuvent être réalisées. La partie utile est suffisamment longue pour supposer que le point d'application de la contrainte de traction ne modifiera pas le champ de contraintes au niveau de l'entaille qu'il soit situé au bord de la partie utile ou au niveau des mors. Ainsi, seule la partie utile sera simulée (cf. Figure C-30). De plus, l'éprouvette possède trois plans de symétrie. Il est alors possible de ne simuler que le huitième de la partie utile de l'éprouvette, comme le montre la Figure C-30. Il faut alors mettre en appui plan les 3 plans de symétrie.

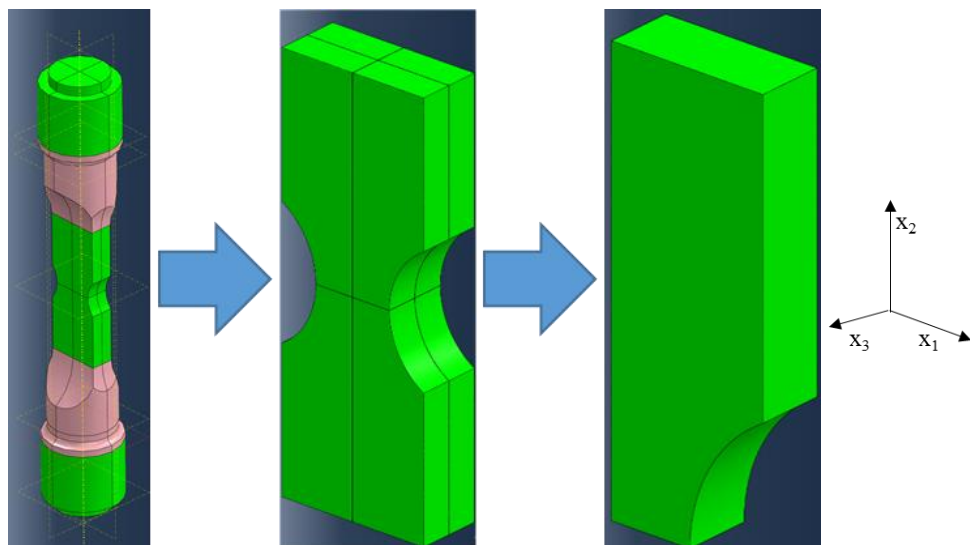


Figure C-30 : Réduction de la simulation d'une éprouvette entière à la simulation d'un huitième de la partie utile

Cette configuration simplifiée possède deux avantages. Le premier est de simplifier la géométrie et de permettre de n'utiliser qu'un maillage hexaédrique régulier (qui est applicable, mais non visualisé, sur les zone en vert sur la Figure C-30) au lieu d'une combinaison de maillages tétraédriques (en rose) et hexaédriques ou alors d'un maillage entièrement tétraédrique. Les résultats sont ainsi plus réguliers et moins dépendants du maillage. Le second avantage est un gain de temps non négligeable pour une même précision de résultat, car seulement une partie de l'éprouvette est simulée.

Lors des simulations par éléments finis, un maillage raffiné fournit des résultats plus précis. Cependant, plus le nombre de mailles est important, plus le temps de calcul est long. L'idée est donc d'avoir un bon compromis entre temps de calcul et précision, cela à travers une étude de convergence au sens du maillage. Il faut aussi s'intéresser à la nature des mailles ou du modèle que l'on utilise (maillage linéaire ou quadratique, modélisation 3D, 2D σ_{plane} , 2D ϵ_{plane}). La procédure choisie est de commencer avec des mailles larges et de réduire la taille des mailles progressivement. On compare alors la valeur de contrainte entre deux itérations successives en des points d'intérêt (point central du ligament, point central et extrémal du fond d'entaille). Sur la Figure C-31 est représentée l'évolution de la contrainte en fonction de la taille de maille, en fond d'entaille. Il en ressort que les éléments quadratiques seront privilégiés et la taille de maille en fond d'entaille sera de 50 μm . Ce ne sera pas le cas par exemple pour les problèmes électriques où les éléments quadratiques n'existent pas encore sous Abaqus.

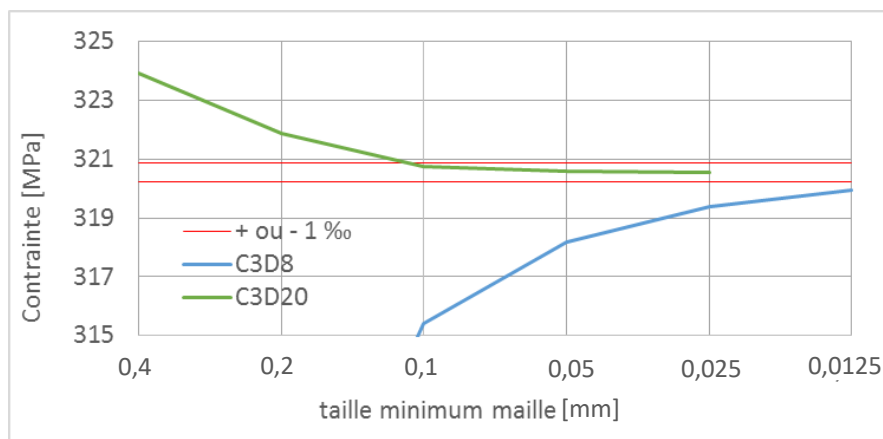


Figure C-31 : Evolution de la valeur de la contrainte en fonction de la taille de la maille la plus petite en fond d'entaille

Afin de transmettre les informations mécaniques au modèle électrique, un fichier intermédiaire est créé. Le champ de propriétés électriques est défini sur un état non déformé de l'éprouvette. En revanche, le champ de déformation mécanique est obtenu sur un état déformé de l'éprouvette. Afin de retranscrire ce champ dans le modèle électrique, un programme a été créé. Celui-ci écrit un fichier où chaque nœud est associé à ses coordonnées cartésiennes et au tenseur de déformation en ce point, interpolé à partir des valeurs de déformations aux points de Gauss. Ce fichier se présente comme suit :

$$\text{N}^{\circ}\text{nœud} / \text{cooX} / \text{cooY} / \text{cooZ} / \epsilon_{t,\text{max}} / \epsilon_{t,11} / \epsilon_{t,22} / \epsilon_{t,33} / \epsilon_{t,12} / \epsilon_{t,13} / \epsilon_{t,23} / \sigma_{\text{vonMises}}$$

L'exportation des données aux points de Gauss ne fournissant pas les coordonnées, celles-ci seraient à calculer manuellement par rapport aux nœuds les plus proches. Les données matériau seront donc extraites aux nœuds. Cet aspect constitue une voie d'amélioration possible du script, les valeurs calculées aux points de Gauss étant sans interpolation.

Il est enfin important de noter que ce calcul mécanique ne prend pas en compte la fissure. Par conséquent seules les déformations et contraintes dues à l'entaille sont calculées à cette étape. Le champ mécanique obtenu à la fin du premier cycle est considéré comme identique au champ mécanique obtenu des milliers de cycles plus tard, hypothèse vérifiée dans la partie B.4.2

C.2.4. Modèle électrique associé à l'obtention de courbes de calibration à conductivité variable

La partie électrique du script commence par la création de la géométrie de l'éprouvette, identique à celle considérée pour le calcul mécanique sans sollicitation, suivi de la création des points d'introduction du courant. Ceux-ci doivent être placés assez loin des hétérogénéités géométriques, dans le but d'obtenir un courant uniforme dans la section de l'éprouvette avant et après introduction de l'anomalie. Cet éloignement nous assure par ailleurs qu'une modification de position de ces points d'introduction ne perturbe pas la mesure de potentiel (cf. Figure C-19 dans la partie C.1.4.b). La distance, établie par Doremus, est toujours valable dans le cas où l'éprouvette possède une entaille. Le point d'introduction doit être situé à plus de 4,5 mm pour que le potentiel dans la section ne varie que de 0,4% ou à plus de 7 mm pour que le potentiel dans la section ne varie plus que de 0,005% (cf. Figure C-32). Dans les essais expérimentaux comme dans les essais numériques, la distance entre les points d'introduction du courant et l'entaille est de plus de 14 mm, ce qui garantit l'homogénéité du courant dans la partie utile.

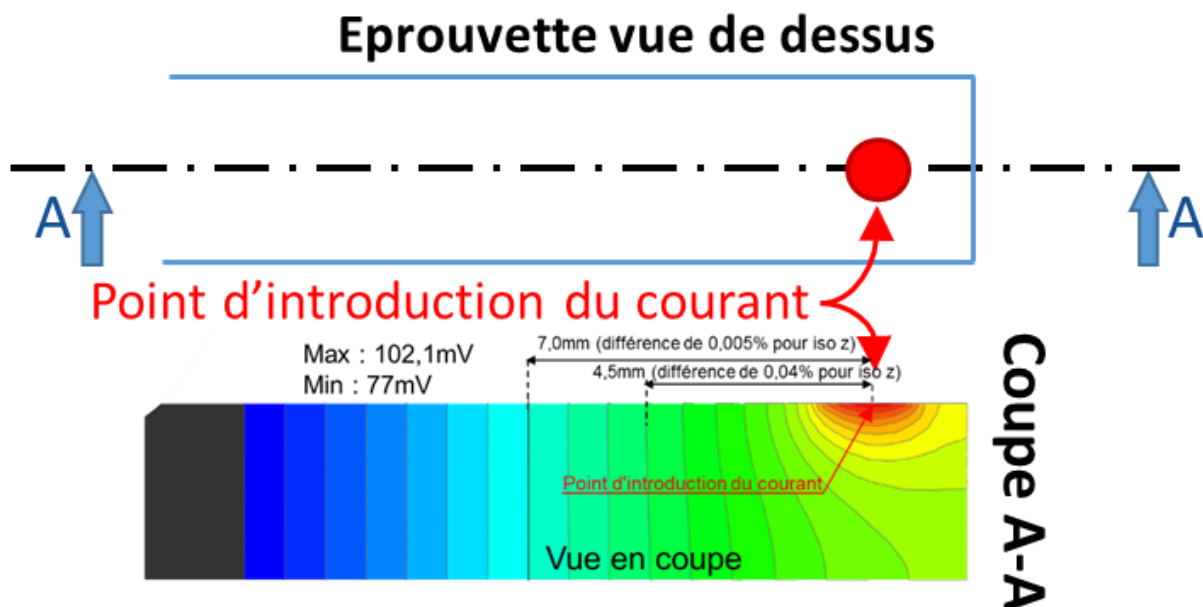


Figure C-32 : Illustration de la distance nécessaire pour obtenir un champ électrique uniforme depuis le point d'introduction du courant

On peut constater que les lignes d'équipotentiel sont identiques en surface et à cœur de l'éprouvette, même dans l'entaille. De plus, le potentiel se comporte comme un champ magnétique. Les lignes d'équipotentiel semblent être normales à la surface de l'entaille (cf. Figure C-33). Ce phénomène est confirmé sur la Figure C-34, représentant le potentiel sur un arc de cercle normal aux surfaces des entailles, distant de 0,8 et 1 mm du plan médian ainsi que sur le plan médian même avec présence d'une fissure. On relève 0,01% de variation de potentiel sur le plan médian ainsi que sur les surfaces distante de 0.8 et 1 mm du plan médian. On peut donc considérer ces surfaces comme isopotentielles

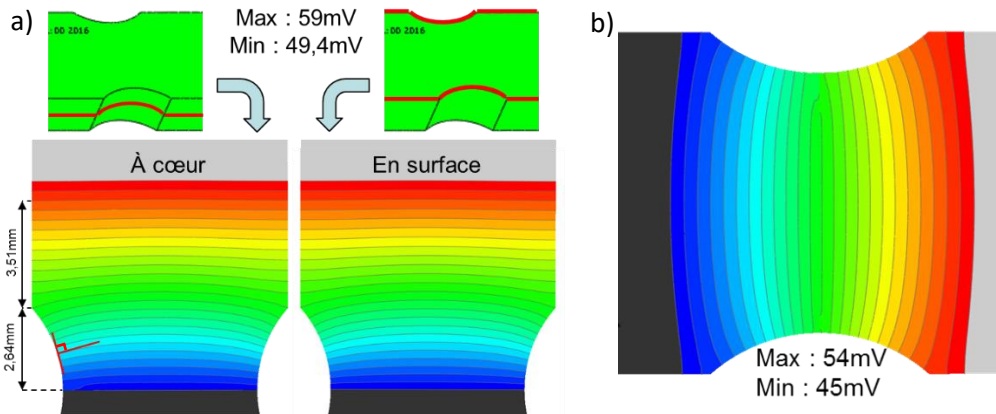


Figure C-33 : Comparaison des lignes d'équipotentiel a) en surface et à cœur et b) symétrie des lignes d'équipotentiel de l'entaille

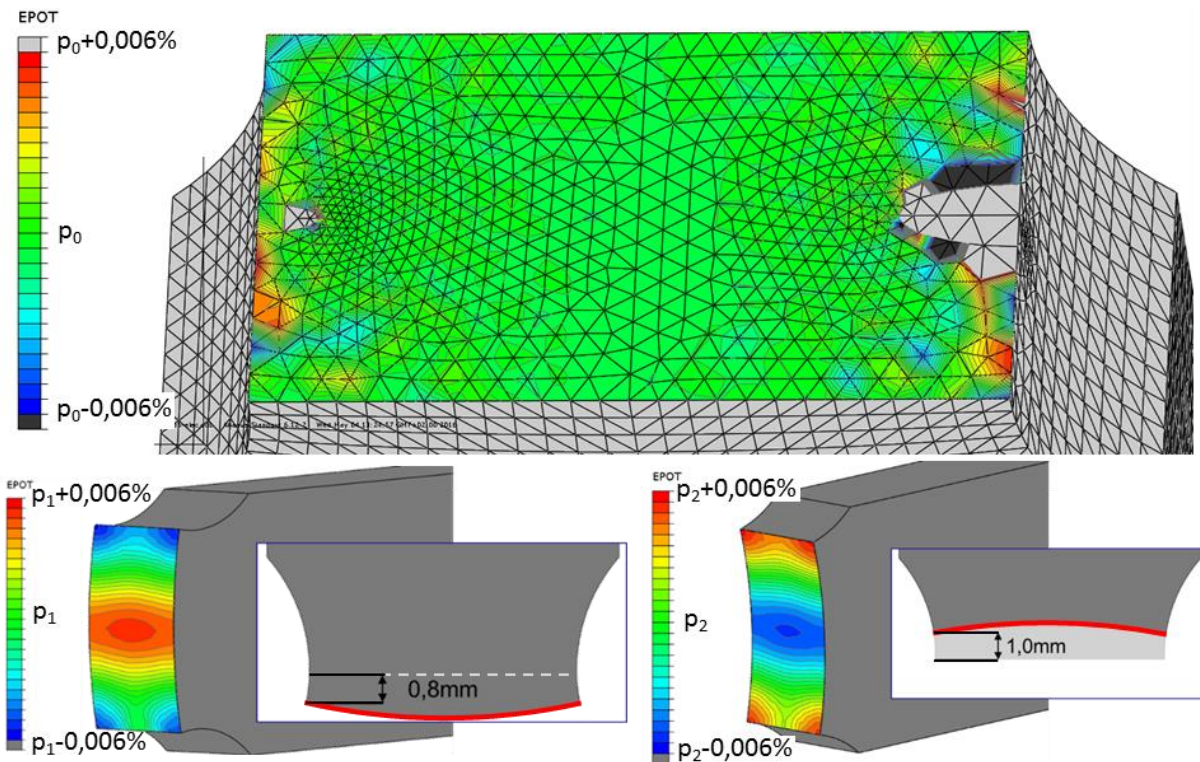


Figure C-34 : Surfaces d'équipotentielles (à 0,01% près) sur arc de cercle perpendiculaire à la surface de l'entaille avec une légende centrée sur la valeur moyenne et les couleurs distribuées sur plus ou moins 0,006% autour de cette moyenne

Une fois les points d'introduction du courant réalisés, les points de mesures sont créés. Ceux-ci sont répartis de façon symétrique de part et d'autre des lèvres de la fissure. La distance entre ces points de mesures doit être la plus faible possible pour obtenir une sensibilité maximale. Dans la réalité, les points de soudure sont situés à au moins 0,2 mm du plan de propagation pour des raisons pratiques. Cette distance peut être modifiée si nécessaire ainsi que le diamètre des points de soudure pour se caler sur l'expérience.

Une loi reliant conductivité et déformation est introduite dans le modèle. Pour ce faire, on insère un champ scalaire (par le biais du champ de température dans Abaqus) équivalent au champ de déformation totale dans la pièce. Il est défini tel que 1°C est égal à 100% de déformation. Le fichier mécanique créé dans la partie 0 contient toutes les composantes du tenseur des déformations à tous les nœuds. Il reste à choisir un scalaire représentatif du tenseur des déformations, autrement dit, une

déformation équivalente du point de vue de la conductivité. Ce scalaire peut être $\epsilon_{\text{vonMises_totale}}$ ou $\epsilon_{\text{max_total}}$. Nous avons fait le choix d'utiliser $\epsilon_{\text{vonMises_totale}}$ afin de pouvoir prendre en compte des états de déformations complexes et triaxiaux.

Souhaitant établir la courbe de calibration d'une fissure, la dernière étape consiste à introduire ladite fissure. La fissure est considérée comme semi-elliptique, avec des dimensions variables, déterminées à l'aide des marquages thermiques réalisés sur les essais de fatigue. Ainsi, le facteur de forme c/a varie en fonction de la profondeur. La fissure, conformément aux essais, est introduite dans le plan de propagation et possède une épaisseur nulle (elle est 2D). Cela implique que, sur la fissure, en un point géométrique, il existe deux nœuds, appartenant aux deux lèvres de la fissure. Ces deux nœuds, bien qu'aux mêmes coordonnées géométriques, ne sont pas continus au niveau du potentiel. Un isolant parfait les sépare. Ce phénomène est visible sur la Figure C-35, où tous les nœuds strictement à l'intérieur du front de fissure (représenté en rouge) sont communs aux deux fissures. Il n'y a continuité du potentiel que sur le front de fissure, où un seul nœud est présent pour une position géométrique. Le script fait alors avancer la fissure dans un champ de déformation donné afin de mesurer la différence de potentiel en fonction de sa géométrie.

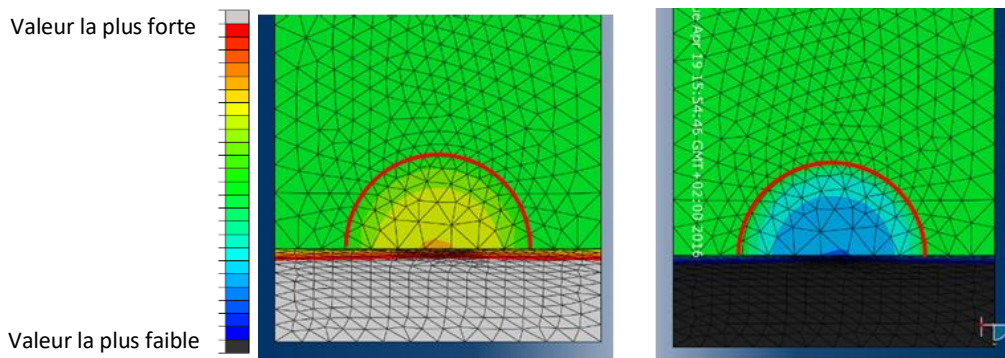


Figure C-35 : Deux lèvres d'une même fissure avec présence d'un « saut de potentiel »

C.2.5. Vérification quantitative associée à l'obtention d'une courbe de calibration à conductivité variable

Afin de vérifier le bon fonctionnement de ce script, il est utile de le tester sur des cas simples. Le premier test est de réaliser un essai de traction, sans fissure, pour voir si la mesure de potentiel évolue de la manière attendue. Le comportement sur les 10 premiers pourcents de déformation totale est bien respecté.

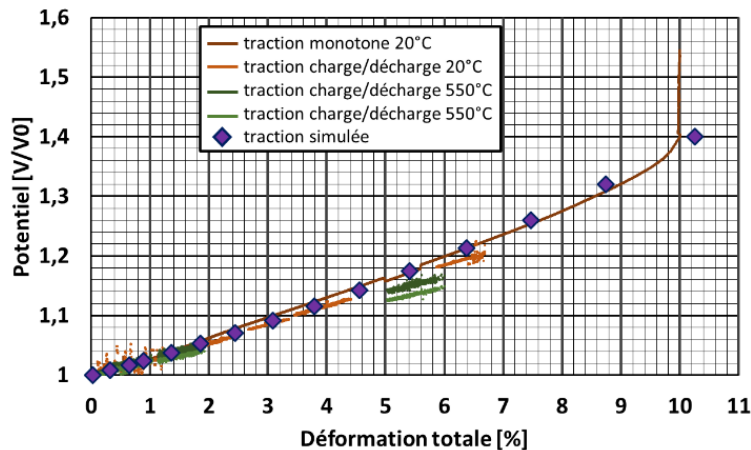


Figure C-36 : Comparaison de la simulation et de l'expérience de la chute de potentiel lors d'un essai de traction

Des résultats successifs de propagation de fissure sont vérifiés. Ils ont comme paramètre $c/a = 1$, des niveaux de chargement différents, à température ambiante, avec une section sans entaille de 3,5 mm x 8,3 mm et une entaille où le rayon vaut 4 mm, la profondeur est de 1 mm et la valeur de K_t est égale à 2 (donc section du ligament : 3,5 x 6,3 mm). Les résultats des simulations sont représentés en Figure C-37 pour différents cas de chargement : un chargement entièrement élastique ($\sigma_{\text{appliquée}} = 10 \text{ MPa}$), un chargement à partir duquel la courbe de calibration change visiblement par rapport au chargement précédent ($\sigma_{\text{appliquée}} = 1000 \text{ MPa}$) et le chargement maximal admissible par le calcul ($\sigma_{\text{appliquée}} = 1300 \text{ MPa}$, une simulation avec une contrainte plus grande ne converge pas), sans considération de la durée de vie associée. On constate donc que le niveau de chargement a bien un impact sur la courbe de calibration. Il est aussi à noter que la rupture de pente observée à $a = 1,75 \text{ mm}$. Cette profondeur correspond au moment à partir duquel la fissure est traversante et non plus purement semi-elliptique. En effet la largeur de l'éprouvette est de 3,5 mm et le c/a utilisé ici est de 1.

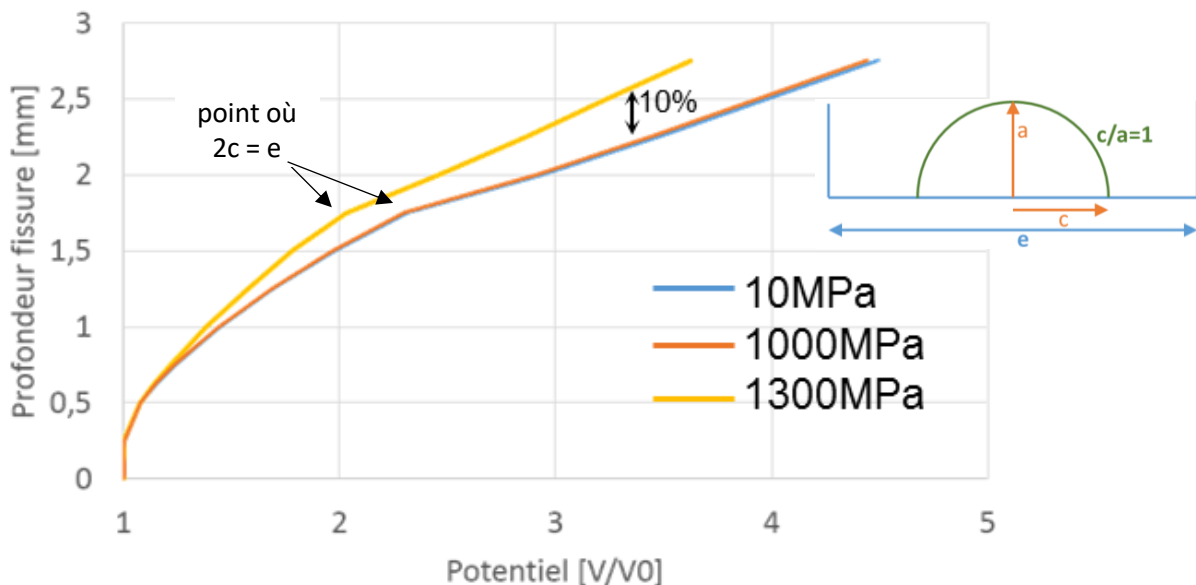


Figure C-37 : Influence du chargement sur les courbes de calibration

Ces 3 cas de sollicitation choisis arbitrairement montrent qu'il faut un niveau très élevé de la sollicitation pour impacter la courbe de calibration. Dans des cas de gradient de contraintes assez sévères, il est localement possible d'atteindre de telles sollicitations. Il paraît donc souhaitable de quantifier cet impact pour des fissures réelles à l'aide d'une campagne de fatigue en entaille et à 550°C pour pouvoir réaliser des marquages thermiques et ainsi avoir les rapports c/a réels.

Ensuite, on vérifie pas à pas la simulation afin de voir si les informations au cours du script restent cohérentes :

- A 10 MPa, la déformation équivalente au sens de von Mises est de l'ordre de 0,1% en fond d'entaille, contre 2% à 1000 MPa.
- La déformation plastique est nulle à 10 MPa et de l'ordre de 0,8% à 1000 MPa
- Le champ de déformation totale en sortie du modèle mécanique et le champ de déformation en entrée du modèle électrique, censés être identiques, sont comparés. On note une différence de l'ordre de 0,4%, lorsque les maillages sont très différents (grosses erreurs d'interpolation) mais, en général, cette différence reste inférieure à 0,05%. Elle peut atteindre 1,8% lorsque l'on fait des mailles de 1 μm sur le modèle électrique et de 150 μm sur le modèle mécanique en fond d'entaille. Toutefois, plus les tailles de mailles sont faibles et identiques sur les deux modèles, plus les erreurs d'interpolation sont faibles et plus cette différence diminue.
- La mesure de potentiel non adimensionnée est très différente sur le modèle à 10 MPa par rapport au modèle à 1000 MPa (cf. Figure C-38). Ceci montre bien l'importance de la mesure de potentiel de référence sur les courbes de calibration lors de la prise de V_{ref} . En effet, V_{ref} n'est pas à mesurer avant le début d'essai, sans chargement externe appliqué, mais lorsque la contrainte est à son maximum dans les premiers cycles, c'est-à-dire après plastification et en l'absence de fissure.

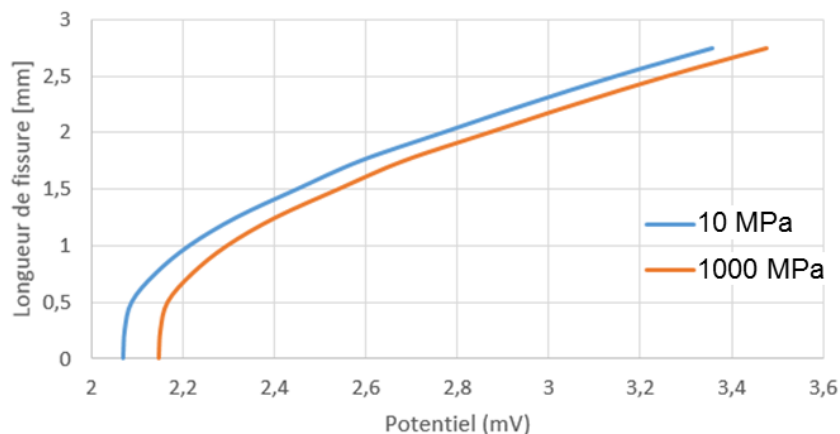


Figure C-38 : Courbe de calibration non adimensionnée par V_{ref} pour 10 et 1000 MPa

C.2.6. Synthèse intermédiaire

Un script Python prenant en compte l'effet de la déformation totale sur la courbe de calibration, inspiré de celui développé par Doremus lors de sa thèse, a été créé.

Ce script a été décrit dans son fonctionnement. Il a en outre permis d'établir quantitativement l'effet du chargement sur la courbe de calibration profondeur de fissure – potentiel.

L'utilisation de ce script a été validée par des simulations sur un cas de traction monotone sans fissure et des cas de propagation de fissure sous différents chargements. L'impact de la déformation totale est faible mais ne semble pas négligeable à cette étape du raisonnement. Il reste cependant à quantifier ce dernier sur des cas réels.

C.3. Influence de la déformation totale sur la résistivité

Afin d'obtenir des courbes de calibration pour le suivi électrique de l'avancée d'une fissure, une campagne expérimentale a été réalisée. Le but de cette campagne était double : comparer les résultats du script Python sur des cas réels, notamment en relevant l'évolution du facteur de forme à l'aide de marquages thermiques et réaliser une première évaluation de l'effet d'entaille sur la propagation de fissure.

C.3.1. Choix de campagne expérimentale

Afin de répondre à ce double objectif, les 8 éprouvettes à disposition ont été utilisées pour réaliser des essais de fatigue en entaille. Cette campagne est constituée de 3 essais (réalisés dans le cadre du protocole expérimental développé dans la partie D.1.8) à 550°C, $R = 0,05$ pour différents niveaux de sollicitation. Chaque essai est reproduit 2 ou 3 fois.

Le niveau de charge du premier essai (12,2 kN) a été déterminé de telle sorte que l'éprouvette reste macroscopiquement élastique même en fond d'entaille, où la contrainte maximale locale se situe entre 840 et 850 MPa (à cette température, la limite d'élasticité est de 850MPa). La dispersion entre les essais est due à une légère variation de la géométrie des entailles usinées par électroérosion. Le protocole a été amélioré depuis. Le niveau de charge du second essai, réalisé deux fois, est bien élevé (20,0 kN) afin que l'éprouvette plastifie sur la totalité du ligament. La sollicitation maximale locale en fond d'entaille est donc comprise entre 1249 et 1273 MPa. Le dernier essai, réalisé 3 fois, a été effectué de façon à être un cas intermédiaire et à plastifier sur les 600 premiers microns en fond d'entaille. La charge était de 16,2 kN. La sollicitation maximale locale était alors comprise entre 1094 et 1173 MPa en fond d'entaille.

Lors de tous ces essais, des anomalies de surface de type « fissureuses » (réalisées par polissage) ont été introduites en fond d'entaille (voir la partie B.3.2.d, dont un exemple est donné sur la Figure C-39b). La différence de potentiel a été mesurée sur chacune des deux anomalies de surface ainsi que sur une surface sans gradient de contraintes de l'éprouvette, afin de servir de référence. Les emplacements des points de mesures sont schématisés sur la Figure C-39c.

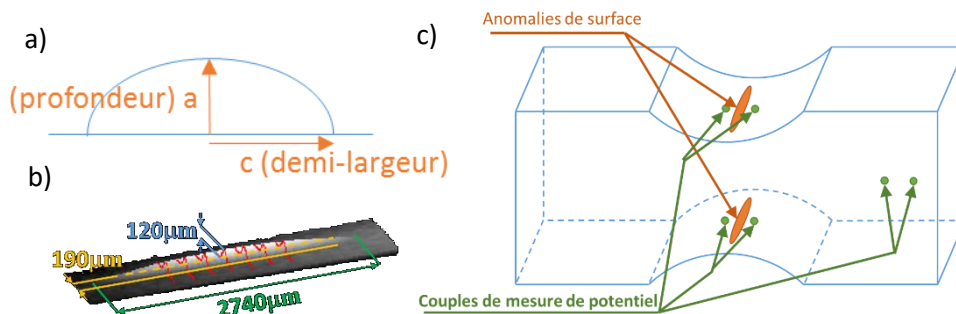


Figure C-39 : a) Exemple de fissure, b) exemple d'anomalie de surface et c) schématisation de l'éprouvette entaillée avec anomalie de surface et emplacement des différentes sondes de mesure de potentiel

C.3.2. Analyse des résultats

Les marquages thermiques ont permis de mesurer optiquement les profondeurs de fissure à différents instants et ainsi de les relier aux mesures de potentiel (cf. Figure C-40). Ce travail a été effectué pour tous les essais, ce qui a permis d'obtenir les courbes de calibration expérimentales présentées sur la Figure C-41.

Dans l'objectif de détecter plus finement l'amorçage, les points de mesure des essais à 20 kN sont plus proches du plan de propagation de la fissure (200 μm) que pour les autres essais (600 μm). Or, comme le montre la Figure C-22, plus la distance est faible plus les V/V_{ref} seront grands à même profondeur de fissure, c'est pourquoi les courbes de calibration de ces essais sont éloignées des autres.

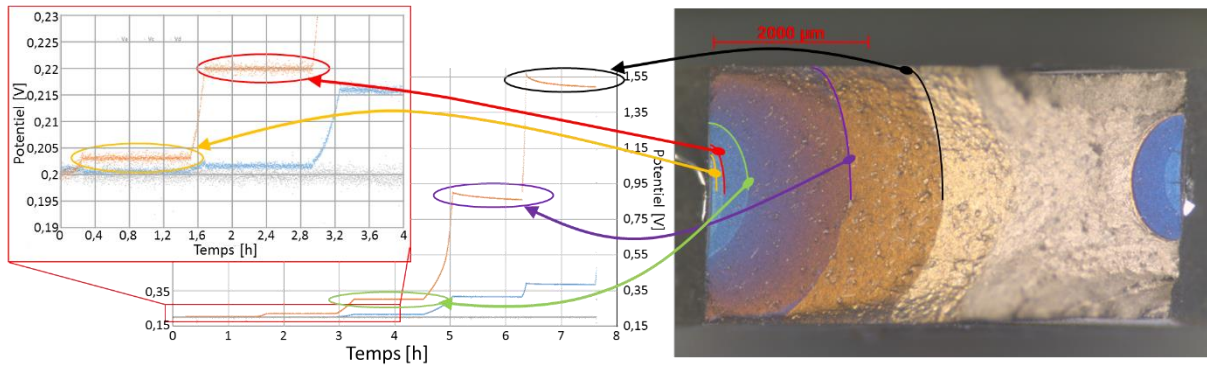


Figure C-40 : Association des niveaux de différence de potentiel et des marquages thermiques

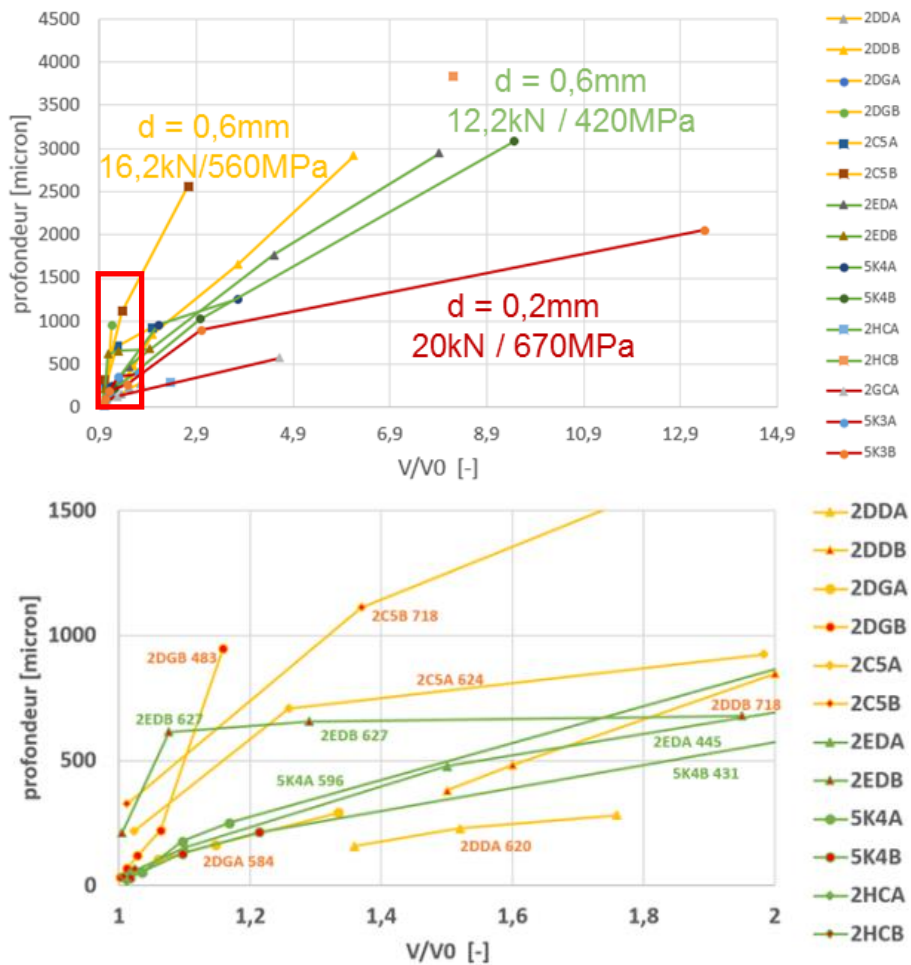


Figure C-41 : Profondeur de fissure mesurée à l'aide des marquages thermiques en fonction de la différence de potentiel adimensionnée à deux échelles différentes

En raisonnant sur les essais à 12,2 kN et 16,2 kN seulement, pour une même valeur de potentiel, la profondeur de fissure est plus faible pour une sollicitation plus faible. Cet effet est accentué pour les fortes tailles de fissure. La tendance semble donc en accord avec les suppositions faites à l'aide de la Figure C-37.

Les marquages thermiques ont permis également de déterminer l'évolution de la morphologie des fissures. En effet, celle-ci est un facteur d'influence important sur la courbe de calibration des fissures et sa mesure permet de lancer des simulations aussi précises que possibles. Décrire la profondeur à l'aide d'une fonction unique de la largeur ne semble pas possible (cf. Figure C-42a). Cependant, le rapport d'ellipticité peut s'exprimer plus simplement en fonction de la profondeur (cf. Figure C-42b). Cette expression peut alors être entrée dans le script.

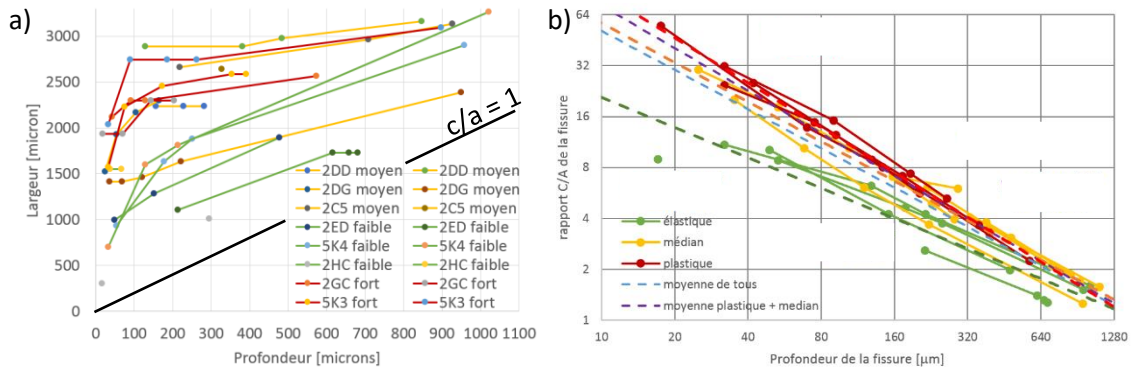


Figure C-42 : a) Largeur en fonction de la profondeur et b) évolution du rapport c/a en fonction de la profondeur

C.3.3. Influence de la conductivité variable dans le cas d'éprouvettes entaillées

Des courbes de calibration sont obtenues à l'aide du script détaillé dans la partie C.2.2 dans lequel la loi de conductivité établie dans la partie C.2.1 ainsi que de la morphologie de fissure décrite dans la partie C.2.2 ont été renseignées. Ces courbes, présentées sur la Figure C-43 sont difficilement discernables car proches les unes des autres. C'est donc l'écart relatif par rapport à la courbe de calibration dont la résistivité est constante qui a été représenté. Celui-ci étant de l'ordre de 0,5% maximum, il a été accentué en simulant aussi le cas d'un chargement nominal à 900 MPa. A 420 MPa, la durée de vie est de l'ordre de 10 000 cycles, à 690 MPa, elle est de 2000 cycles, on peut supposer qu'à 900 MPa, la durée de vie serait de l'ordre de quelques centaines de cycles à peine.

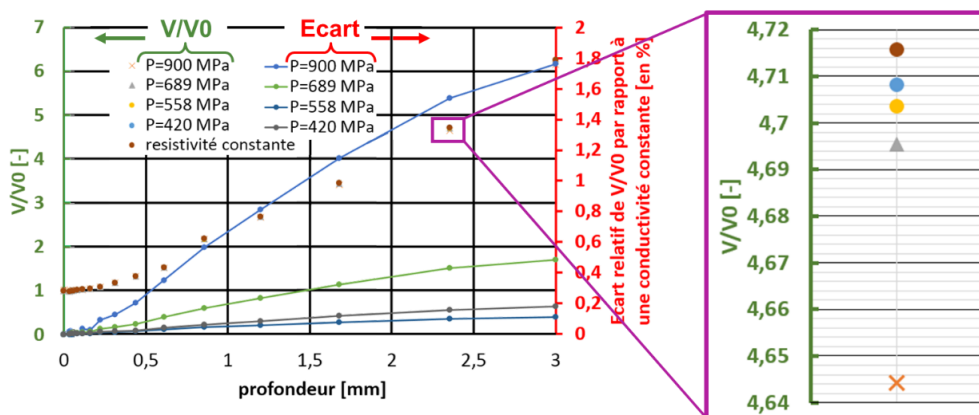


Figure C-43 : Courbe de calibration avec prise en compte d'une conductivité variable

Finalement, il est possible de relier cet écart relatif de mesure de potentiel à une erreur de mesure. En effet, sans prendre en compte la conductivité variable, la profondeur de la fissure quantifiée est surestimée dans la Figure C-44 de 0,4% lors d'un chargement de 690 MPa et jusqu'à 1,6% lors du chargement à 900 MPa.

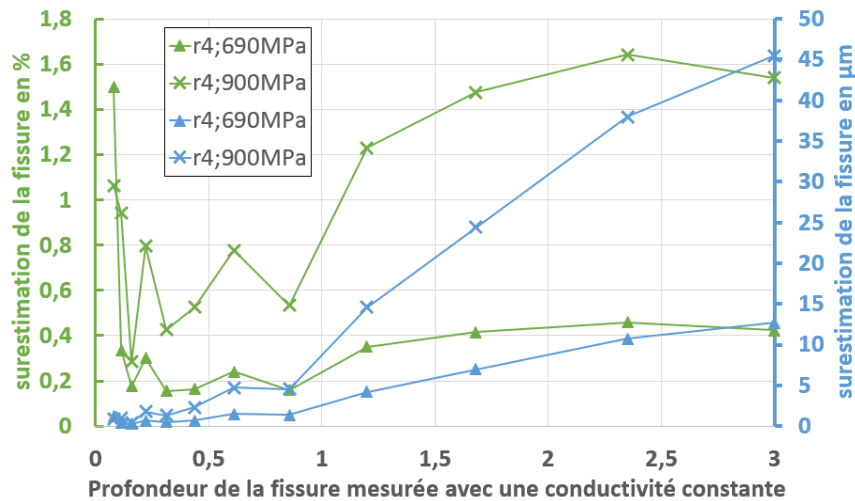


Figure C-44 : Surestimation de la fissure en pourcent et en micron

L'effet de la prise en compte de la conductivité variable sur ce type d'éprouvette est faible. La dispersion des courbes de calibration visible sur la Figure C-41 est donc très majoritairement due à la dispersion de la distance entre les sondes de mesure, qui vont de 400 à 800 µm. L'écart relatif dû à la conductivité variable semble négligeable en comparaison.

Comme la distance entre les points de mesure est de première importance, on simule différentes situations sur la Figure C-45. On constate que cette distance n'influe en rien sur l'impact de la prise en compte de la variation de conductivité lorsque l'on analyse uniquement les écarts relatifs. Les conclusions établies jusqu'à maintenant indiquent que pour les conditions expérimentales examinées ici, la variation de la conductivité influence très peu la courbe de calibration. Un chargement supérieur ou un concentrateur de contraintes plus sévère pourraient cependant rendre nécessaire la prise en compte d'une conductivité variable.

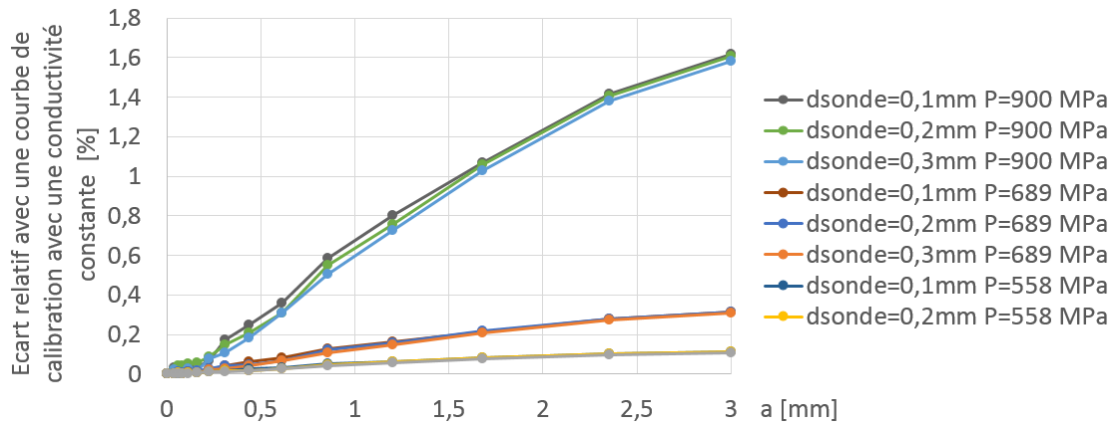


Figure C-45 : Impact de la distance inter-sondes sur l'écart entre les courbes de calibration avec et sans conductivité constante

Comme on l'a vu sur la Figure C-43, les courbes de calibration sont proches. L'écart relatif des courbes de calibration avec et sans prise en compte d'une conductivité variable est plus explicite. Toutes les courbes seront présentées de cette manière en [annexe 1](#), sans présentation de la courbe de calibration elle-même. Dans cette annexe, on a présenté la totalité des écarts relatifs simulés entre une courbe avec et sans prise en compte de la variation de conductivité. L'un des paramètres de l'étude est le rayon de l'entaille $R = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm, pour une profondeur constante de 1 mm. Le second paramètre présenté est la contrainte appliquée. Le jeu présenté est $P = [420 ; 560 ; 690 ; 900 ; 1000]$ MPa. Il est à noter que le jeu de paramètres à la durée de vie la plus faible testée dans cette étude est $[R = 4 ; P = 690 \text{ MPa}]$ avec 2400 cycles à rupture. Les simulations à

plus fort K_I , ou contrainte sont donc à titre de comparaison et leurs essais auraient eu, si réalisées, des durées de vie plus faibles.

A concentrateur de contraintes fixe, plus la contrainte est forte ou plus le concentrateur de contraintes est fort, plus la courbe de calibration avec une conductivité variable sera écartée de la courbe de calibration à conductivité constante. De plus, cet écart augmente avec l'augmentation de la profondeur de fissure.

Globalement, dans un domaine où la durée de vie expérimentale est supérieure à 1000 cycles, l'écart relatif entre une courbe de calibration avec une conductivité variable par rapport celle obtenue avec une conductivité constante est inférieur à 1% et cet impact sur la mesure de fissure est inférieur à 1,5%. Ces variations sont négligeables par rapport aux incertitudes expérimentales. On peut donc globalement conclure qu'avec des concentrateurs de contraintes dont la valeur de K_I est inférieure à 3 (un cylindre ou plus doux), la variation de conductivité due à la plasticité n'est pas à prendre en compte lors du suivi de la fissuration. Cependant, il est constaté que plus la valeur de K_I est importante, plus l'impact sur la courbe de calibration se fait sentir.

C.4. Optimisation de la courbe de calibration avec utilisation de marquages

Comme explicité dans la bibliographie (partie C.1.4), l'outil de mesure de potentiel est sensible à beaucoup de paramètres expérimentaux. Doremus a discriminé les plus influents [DORE14]. La Figure C-46 présente l'évolution de la longueur de fissures dont le facteur de forme c/a est proche de 1 en fonction du potentiel normé. La distance visée entre les points de soudure est de 0,6 mm. Les courbes en rouge et bleu sont des simulations de courbes de calibration avec cette distance fixée respectivement à 0,5 mm et 0,7 mm. Dans ce cas, l'expérience suit une évolution cohérente par rapport aux simulations. Cependant, en ne considérant pas dans les simulations la dispersion expérimentale sur les distances entre points de mesure, la courbe de calibration simulée conduit à des estimations des profondeurs de fissures erronées. Il est donc important de prendre en compte ces incertitudes expérimentales.

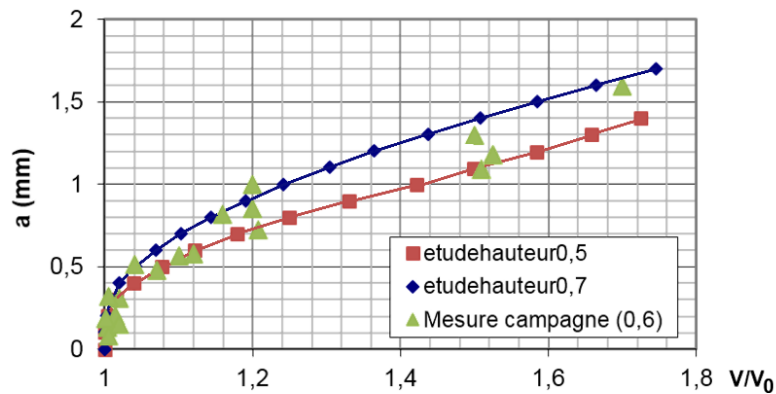


Figure C-46 : Comparaison des courbes de calibration expérimentale et numérique

On observe donc que la courbe de calibration est très importante sur la qualité de la mesure obtenue. Plusieurs stratégies sont possibles pour le calcul de cette courbe. La valeur de V_0 est la moyenne de quelques points dont la fenêtre est choisie arbitrairement en début d'essai. Les points de soudure étant fait *in situ*, la mesure de la distance inter sonde ne peut être réalisée qu'après rupture. On utilise donc la simulation en considérant la valeur cible de la distance inter-sonde. Cette approximation permet notamment de déclencher les marquages thermiques à des profondeurs de fissure proches de celles souhaitées.

La stratégie de dépouillement consiste à utiliser la mesure post-rupture entre les sondes, comme le montre la Figure C-47. Cette mesure est entre le plan de propagation et le barycentre de la soudure. Cependant, les zones affectées thermiquement ne correspondent pas toujours à la soudure. On peut notamment le voir à droite de la Figure C-47. Si le point de soudure n'avait pas tenu à la rupture, la zone considérée se serait étendue vers le plan de propagation, réduisant la distance retenue. De plus, la non-planéité de la surface de rupture ainsi que la forme irrégulière des points de soudure donne une incertitude importante. Cette distance est alors entrée dans la simulation afin d'ajuster la courbe de calibration.

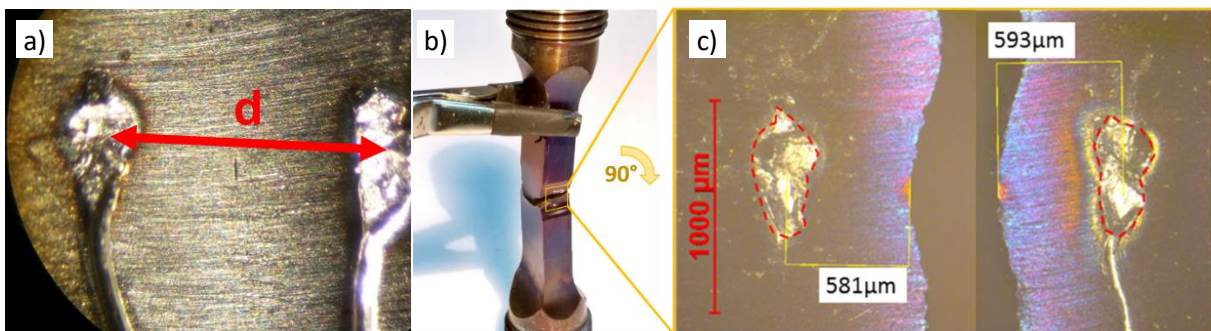


Figure C-47 : Mesure de la distance inter-sonde sur éprouvette a) pré-mortem et b) et c) post-mortem (ici un exemple avec une anomalie de surface FIB)

Afin d'avoir des courbes de calibrations plus fiables, une nouvelle stratégie de dépouillement a été développée. L'idée est de s'affranchir de ces mesures de distance et de cette détermination de V_0 au profit de mesures *post mortem* moins arbitraires et plus reproductibles entre différents utilisateurs. Comme la courbe de calibration est normée par V_0 , cette valeur de potentiel a une forte influence sur la détermination des fissures de plus faibles dimensions, c'est-à-dire lorsque le potentiel mesuré est de l'ordre de grandeur du potentiel V_0 . La distance inter-sondes, quant à elle, est surtout discriminante pour les fissures de plus grandes dimensions. Ces deux points sont illustrés sur la Figure C-46. Les courbes de calibration simulées pour $a < 0,5$ mm sont proches. Cependant, tous les points expérimentaux ne sont pas entre les deux courbes. L'erreur est due à la valeur retenue pour V_0 . Cette erreur étant moins critique pour des dimensions de fissures plus importantes, les points correspondants à $a > 0,5$ mm sont majoritairement entre les deux courbes.

C'est sur la base de ces observations qu'a été réalisée l'architecture du script présenté en Figure C-48. L'objectif est d'obtenir des courbes de calibration par calculs éléments finis, réajustées après rupture, en utilisant des données plus faciles à mesurer, à savoir les marquages thermiques. Deux marquages thermiques sont donc nécessaires pour déterminer les deux grandeurs que l'on souhaite calculer. Usuellement, on utilise une mesure de potentiel et une courbe de calibration pour déterminer une profondeur. Cependant, les marquages thermiques donnent des valeurs de profondeur fiables à des valeurs de potentiel précises. On peut chercher des courbes de calibration passant par ces points. Le marquage thermique de plus grande dimension permet de trouver, par dichotomie, la distance inter-sondes d , en supposant une valeur de V_0 . La recherche dichotomique s'arrête lorsque deux itérations successives donnent moins de $0,01 \mu\text{m}$ de différence sur cette valeur. De la même manière on suppose une valeur de d initiale afin d'en déduire un potentiel de référence V_{ref} . Ce potentiel de référence V_{ref} est différent de V_0 par définition. Il est déduit par calcul et n'est plus la moyenne des points en début d'essai.

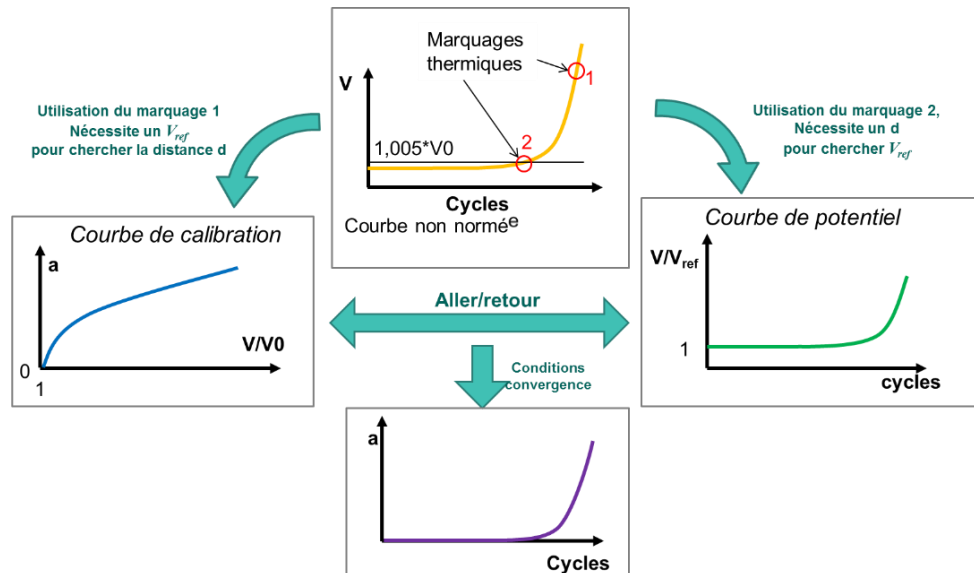


Figure C-48 : Architecture du script utilisant deux marquages thermiques pour créer une courbe de calibration

Il est intéressant de noter que les valeurs finales de d et de V_{ref} ne dépendent pas de leurs valeurs initiales. Le script a été testé avec des valeurs de V_{ref} allant de 0,5 à 2 fois V_0 et d a été testé entre 0,1 et 3 mm. Les valeurs obtenues par simulation convergent toujours vers le même couple final de valeurs de V_{ref} et d . De plus, cette méthodologie a été testée pour des distances d allant de $400 \mu\text{m}$ à $1600 \mu\text{m}$. Sur une dizaine d'éprouvettes différentes, toutes sauf une (sur laquelle on reviendra ultérieurement) ont convergé vers la valeur mesurée avec une différence moyenne de 4% et de 9% au maximum. L'erreur est en moyenne de $30 \mu\text{m}$ et ne dépasse pas les $50 \mu\text{m}$, ce qui est de l'ordre de grandeur d'une moitié de zone de matière soudée (entourée en rouge sur la Figure C-47c).

	mesure	calcul		mesure	calcul
ATD1	0,427	0,450	BTA1	0,5575	0,573
ATD4	0,441	0,455	BTA2	0,5845	0,575
ATD5	0,491	0,478	BTA3	0,608	0,685
ATD6	0,466	0,431	BTA8	0,795	0,756

Figure C-49 : Exemples de mesures optiques de distance inter-sonde et de résultats de simulations (en mm)

Une exception est à noter : l'éprouvette BTA5 avait une distance d mesurée de l'ordre de $470 \mu\text{m}$ et la distance calculée est de $627 \mu\text{m}$ (erreur de plus de 30%). Cependant, en lançant les simulations avec ces deux distances, celle avec la distance mesurée donne une erreur de profondeur de fissure de l'ordre de 50%, alors que l'erreur n'est plus que de 8% avec la "mauvaise" distance inter-sondes obtenue avec le script. Cette observation contre-intuitive a amené à examiner de plus près l'évolution du potentiel (présentée Figure C-50). Il s'avère que pendant l'essai, le potentiel a fait une chute inexplicable de 0,5% avant d'évoluer à nouveau normalement.

Cette évolution s'étant produite avant le premier marquage, le couple $(V_{ref}; d)$ obtenu avec le script n'a pas de sens physique mais permet de simuler une meilleure courbe d'évolution de la profondeur de fissure. Avec la méthode classique, sans V_0 mesurable, l'essai n'aurait pas pu être dépouillé. Dans ce cas, nous avons uniquement perdu les informations contenues avant l'évènement. Si deux marquages thermiques avaient été réalisés avant l'évènement provoquant la chute de potentiel, le début de l'essai aurait pu être dépouillé indépendamment, avec un jeu de paramètres $(V_{ref}; d)$ différent de la seconde partie.

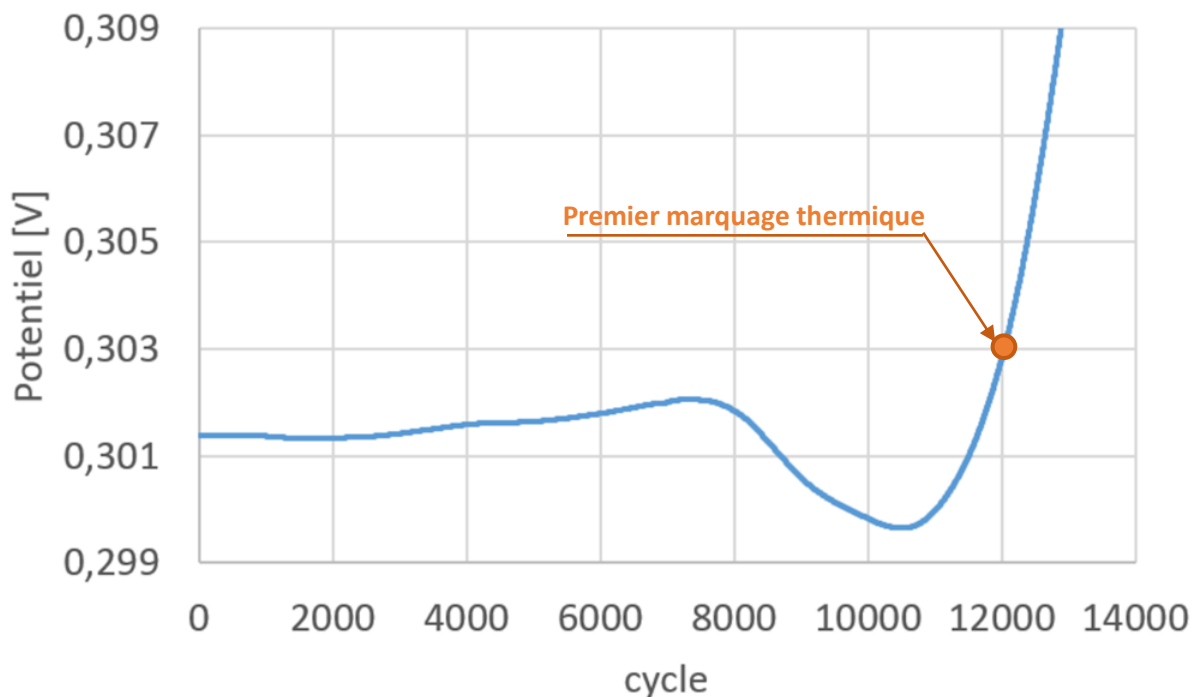


Figure C-50 : Evolution du suivi de potentiel de l'essai BTA5 présentant une chute de potentiel inexplicable après 7500 cycles

La Figure C-51 présente les résultats obtenus en utilisant les deux marquages de recalage ainsi que ceux obtenus par la méthode où seules les valeurs de la mesure de la distance inter-sondes et de V_0 sont disponibles. On constate que les deux méthodes donnent des dimensions de fissure du même ordre de grandeur. Cependant, la précision de la méthode avec marquages est accrue, comme le montre la Figure C-51b. En effet, l'écart relatif passe de 7% de moyenne (avec un écart type de 15%) à une moyenne de 3% (écart type de 3%) si deux marquages thermiques sont utilisés pour ajuster la courbe de calibration. De plus, cette méthode réduit fortement la dépendance à l'opérateur.

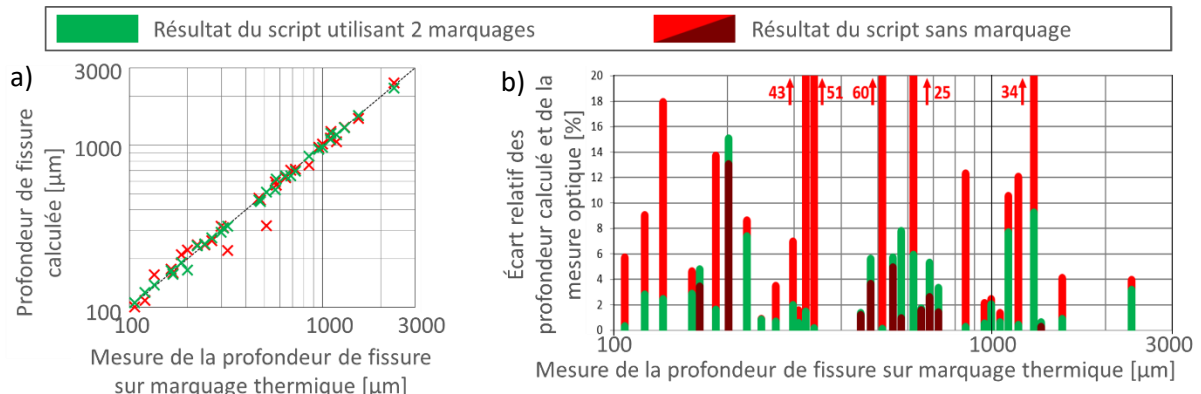


Figure C-51 : Comparaison des mesures optiques des profondeurs de fissure sur marquage avec les résultats de simulation en utilisant ou non des marquages thermiques en a) valeur absolue et b) écart relatif (rouge foncé quand sans marque on est plus précis, rouge clair sinon)

Les résultats présentés ici montrent que la méthodologie proposée est prometteuse. Cependant, les marquages thermiques ne sont pas toujours réalisables (modification de microstructure, influence sur la vitesse de propagation, capacité du matériau à être marqué thermiquement, ...). Dans le cas de l'Inconel 718DA, les marquages thermiques n'ont pas d'influence sur la propagation de fissures de fatigue dans cette gamme de température [DORE14]. De plus cette méthode ne peut être appliquée que *post mortem*. Enfin, l'inconvénient majeur est le temps de calcul qui nécessite un calcul par éléments fini pour chaque éprouvette. Les cas métiers ne sont cependant pas incompatibles car les temps de calcul sont inférieurs à 12 h sur un cœur de calcul.

C.5. Observation et utilisation du script annexe

C.5.1. Influence de la température sur la conductivité

Lors des essais effectués à 550°C en traction/relâchement, mentionnés dans la partie C.2 ou lors des essais en fatigue mentionnés dans la partie C.3, la mesure du potentiel en fonction de la température a été réalisée. Lors de la chauffe, on mesure la différence de potentiel. En supposant que toutes les conductivités à température ambiante valent $833 \text{ S}\cdot\text{mm}^{-1}$ et en utilisant l'équation 1.9 décrite dans la partie C.2.1, la Figure C-52 est obtenue. Elle présente le tracé de deux à trois voies d'acquisition pour chacune des sept éprouvettes. On remarque que sur une même éprouvette, pour une même température, la conductivité mesurée est différente. Cependant, obtenir une conductivité différente à une même température est peu probable sur des éprouvettes d'un même lot matière et encore moins probable sur la même éprouvette. Il s'agit donc d'une erreur expérimentale dont il peut être important d'identifier la source.

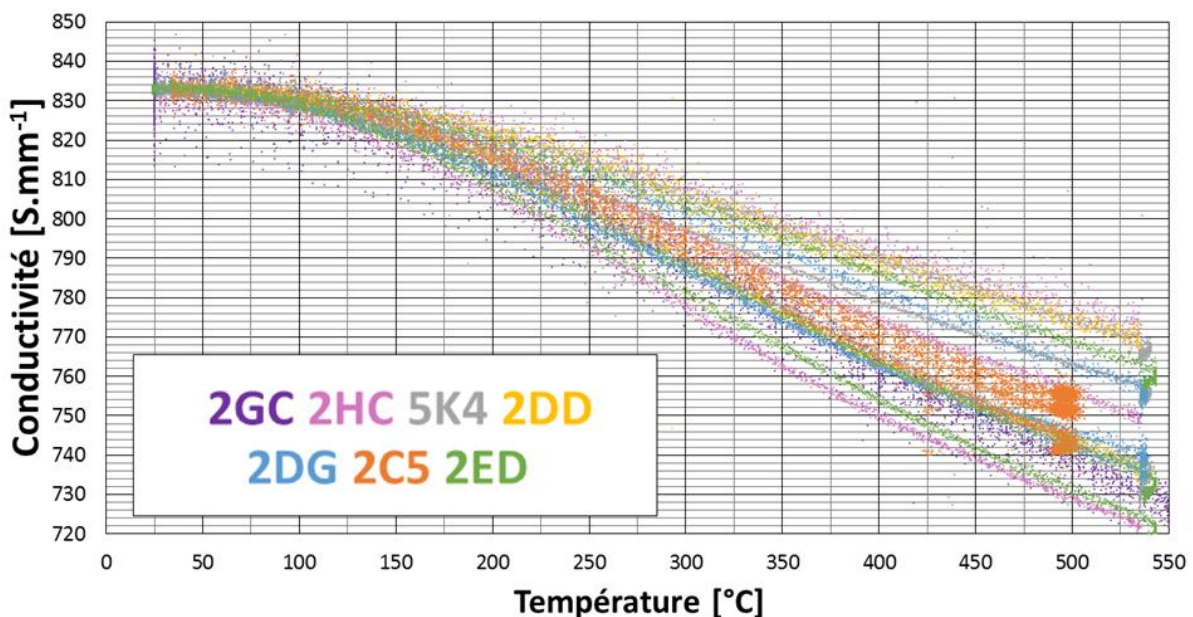


Figure C-52 : Courbe de conductivité en fonction de la température

Lors de la mesure, l'essai n'ayant pas commencé, la contrainte est maintenue nulle. Les seules variables expérimentales à ce moment-là sont la position des points de soudure. Comme cette dispersion a été constatée lors du post-traitement, les points de soudure n'ont été vérifiés qu'après essai. La distance entre les points de soudure a été mesurée, ainsi que la plus grande dimension de la soudure (cf. Figure C-53). La soudure sera décrite comme « grosse » par la suite, lorsque cette plus grande dimension est de l'ordre de $200\mu\text{m}$

De plus, les points de mesure ont été soudés sur deux états de surface différents. Les fils de potentiel autour des anomalies de surface ont été soudés sur une surface réalisée par électroérosion puis polie. Ceux sans anomalie de surface ont été soudés sur une partie lisse de l'éprouvette, où l'état de surface a été rectifié.

Lors des essais de fissuration, les fissures propagent entre les points de mesure grâce à l'amorçage sur anomalie et la mesure de la distance entre les points de soudure n'est réalisée qu'après essai. Après rupture, la distance inter-sonde initiale est donc la somme de la largeur de l'anomalie mesurée avant essai avec les deux distances entre les points de soudure et les bords de l'anomalie post rupture (cf. Figure C-53c). Une soudure sera dite « fragile » lorsqu'elle rompt lors de la rupture de l'éprouvette. La distance est alors difficilement mesurable. Dans ces cas, sur les zones rectifiées, une zone affectée thermiquement peut être visible (cf. autour des sondes, Figure C-53b).

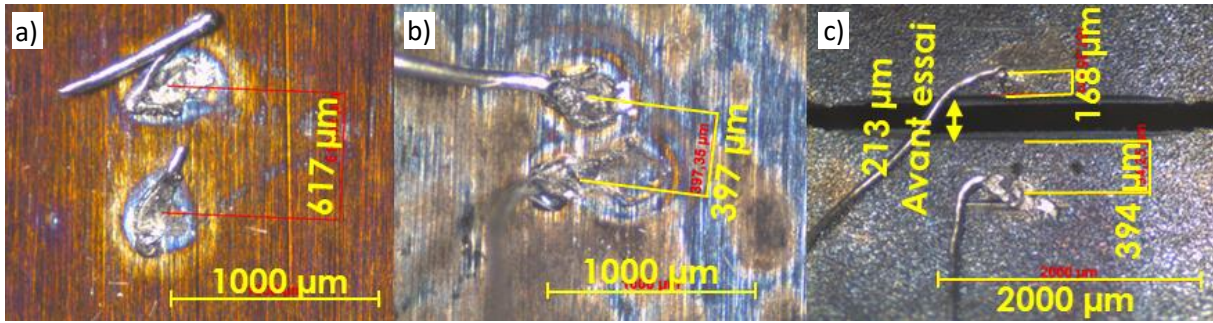


Figure C-53 : Exemple de points de soudure post essai

La Figure C-54, est obtenue en mettant en parallèle la distance entre les points de mesure et la qualité de la soudure. On constate que les soudures fragiles mesurent une conductivité supérieure aux autres types, de l'ordre de 770 S.mm^{-1} . Les soudures sur la surface lisse, sans anomalie de surface mesurent une conductivité de l'ordre de $752 \pm 18 \text{ S.mm}^{-1}$. Les soudures réalisées autour d'une anomalie de surface (sur une surface usinée par électro érosion) ont une conductivité plus faible : $738 \pm 13 \text{ S.mm}^{-1}$. Cette dernière catégorie peut être divisée en soudures soignées et soudures grossières. Les soudures grossières ont une conductivité de $748 \pm 13 \text{ S.mm}^{-1}$ alors que les soudures soignées mesurent une conductivité de $731 \pm 7 \text{ S.mm}^{-1}$. Ainsi des soudures soignées sur une surface par électroérosion mesurent une conductivité inférieure mais plus régulière que les autres catégories. La distance entre les points de soudure ne semble pas influencer la mesure de la conductivité. Ainsi, dans un cadre idéal, la conductivité semble être de l'ordre de 730 S.mm^{-1} .

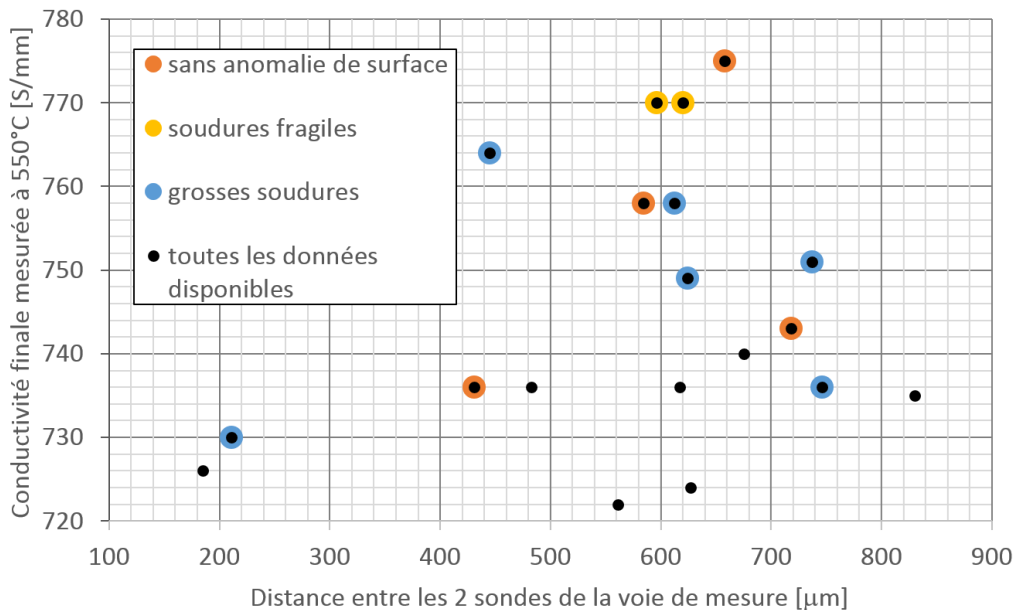


Figure C-54 : Conductivité mesurée à 550°C en fonction de la qualité de la soudure et de la distance entre les points de mesures

C.5.2. Analyse de deux fissures en vis-à-vis

Afin de ne pas avoir de contrainte de cisaillement dans l'éprouvette, il est nécessaire d'usiner deux entailles symétriques. Ceci implique que deux fissures peuvent être présentes en même temps dans l'éprouvette, sur le même plan de propagation. Cette partie est consacrée à l'influence de deux fissures en vis-à-vis sur les courbes de calibration.

Pour décorrélérer les paramètres, les hypothèses posées sont une conductivité constante et une valeur de c/a imposée égale à $1/3$. La simulation d'une éprouvette entaillée d'un rayon de 4 mm et d'une profondeur de 1 mm est réalisée. La courbe de calibration numérique en Figure C-55 est obtenue pour une fissure unique.

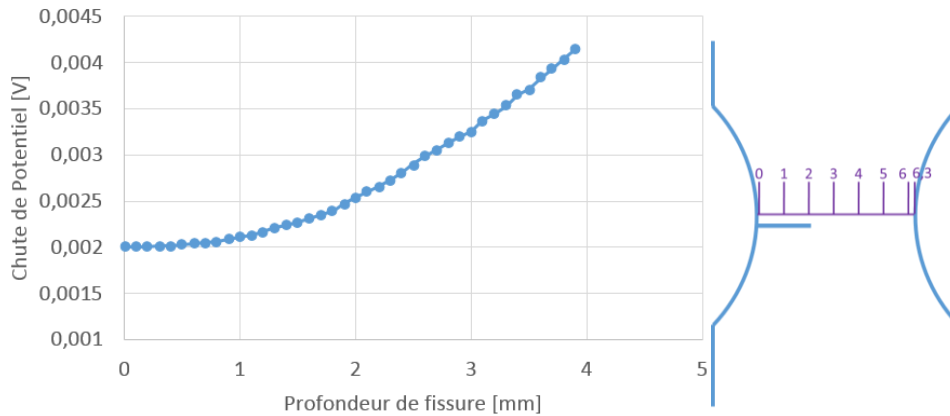


Figure C-55 : Courbe de calibration de la propagation d'une fissure dans une éprouvette KBr entaillée de 1 mm avec un rayon de 4 mm

Deux fissures en vis-à-vis, ici issues des deux entailles peuvent être simulées. La propagation des fissures peut être symétrique ou décalée. C'est-à-dire insérer, ou non, un retard à l'amorçage d'une fissure. Si on choisit d'insérer un retard de 500 μm alors la fissure B n'existe pas avant que la fissure A ne se soit propagé de 500 μm . Par la suite, les deux fissures propagent à la même vitesse. Le cas pour un décalage de 500 μm est montré en Figure C-56. La comparaison des courbes issues des deux côtés ainsi que la courbe d'une fissure seule sont superposées, jusqu'à ce que les deux fissures en vis-à-vis se rencontrent. Après ce point de rencontre, les fissures sont superposées dans le modèle numérique. De telles surfaces fissurées auraient déjà entraîné la rupture de l'éprouvette.

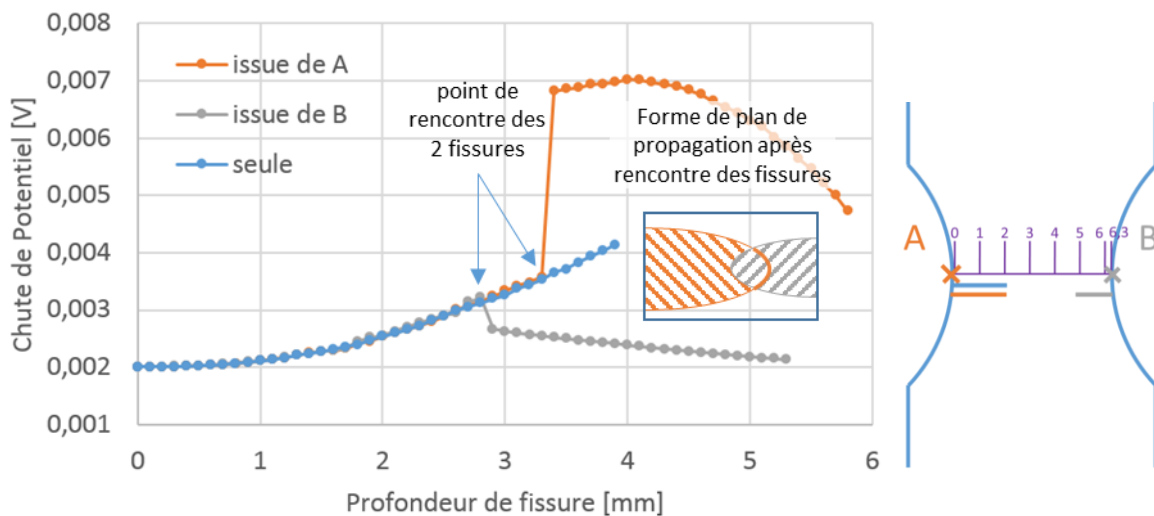


Figure C-56 : Superposition des 3 courbes de calibration

Il semble donc que deux fissures en vis-à-vis ne s'influencent pas d'un point de vue électrique. Cette hypothèse est mise à l'épreuve en simulant des fissures toujours distantes de la même

profondeur, c'est-à-dire que profondeur A + profondeur B + distance fixée = longueur de l'éprouvette (6,3mm) dans tous les cas de la simulation. De ce fait, si on fait avancer la fissure A, la fissure B sera diminuée en profondeur. En fixant la valeur en question à 0,5 et à 1 mm, on obtient la courbe de potentiel en Figure C-57.

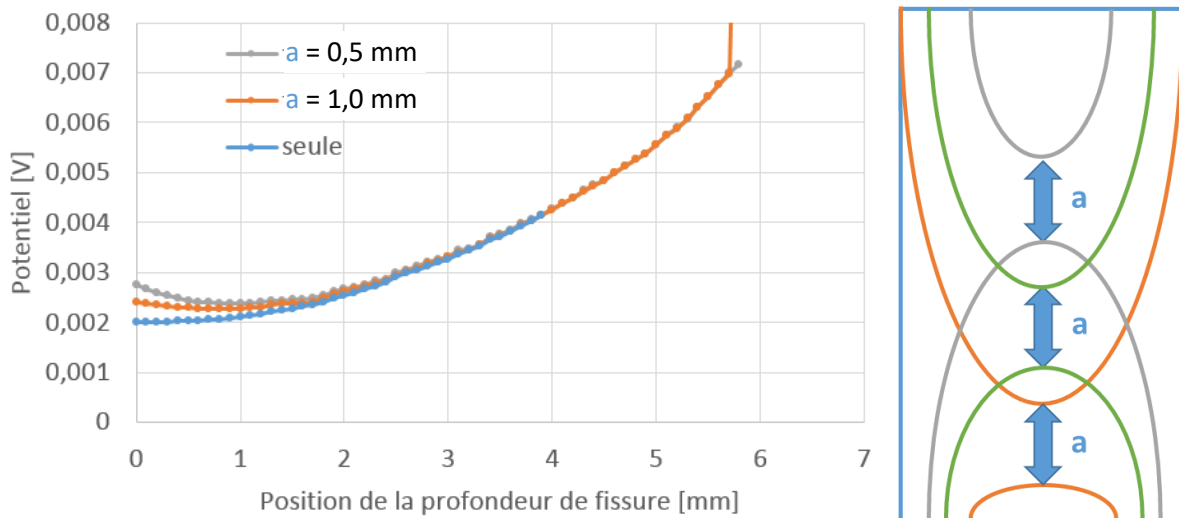


Figure C-57 : Cas de fissures toujours séparées entre elles de 1 mm et 0,5 mm comparés à une fissure seule

On constate que deux fissures en face à face propageant normalement ne s'influencent pas du point de vue du potentiel. Celles-ci s'influencent uniquement lorsqu'elles sont distantes l'une de l'autre de moins de 1 mm et qu'il y a une différence de taille importante entre les deux fissures. Or, une fissure si proche du bord libre opposé à son lieu d'initiation est sensée déjà avoir entraîné la rupture. Il est donc suffisant, dans notre étude, de ne modéliser qu'une seule fissure dans le script afin d'obtenir les courbes de calibration

C.6. Conclusions intermédiaires

Dans cette partie, nous avons étudié l'outil de mesure de fissure DCPD. Cette méthode est adaptée à la mesure en temps réel des fissures afin de pouvoir contrôler l'essai en cours. Elle nécessite une courbe de calibration qui relie différence de potentiel et profondeur de fissure. Cette courbe de calibration est dépendante de la géométrie de l'éprouvette, de la distance entre les points de mesure ainsi que de la morphologie et de la taille de la fissure.

Une relation linéaire entre déformation totale et conductivité a été trouvée, sans lien avec le taux d'écroutissage.

Une méthodologie complète par éléments finis, liant calculs électriques et mécaniques tout en prenant en compte cette conductivité variable dans le calcul d'une courbe de calibration numérique a été proposée. Cette approche a permis de montrer que l'influence de la conductivité variable, fonction de la déformation totale, a un impact négligeable sur la courbe de calibration dans les configurations étudiées ici. La connaissance de l'évolution expérimentale du front de fissure, à l'aide de marquages thermiques par exemple, permet d'obtenir une courbe de calibration avec un niveau de précision de l'ordre de 7%.

Un protocole de calibration plus précis a néanmoins été développé. L'opération nécessite seulement deux marquages thermiques et permet de calculer rétroactivement les distances inter-sondes ainsi que le potentiel de référence. Ce procédé, moins dépendant de l'utilisateur, est en moyenne deux fois plus précis et trois fois moins dispersé.

On a aussi pu conclure à l'aide des expériences et des simulations, que la qualité des points de soudure est importante sur les résultats et que deux fissures en vis-à-vis ne s'influencent pas de manière électrique.

C.7. Bibliographie

- [ABBA11] Abbadi M. ; Hähner P. ; Belouettar S. ; Zenasni M. ; 2011 ; Fatigue crack growth in nickel-based superalloys at elevated temperatures. In: Materials & Design ; Vol. 32-5 ; pp.2710–2716
- [ANCT64] Anctil A. A. ; Kula E. B. ; Dicesare E. ; 1964 ; Electric-potential technique for determining slow crack growth, In Technical Report AMRA TR 63-27 by Material Testing laboratory U.S. army materials research agency ; Watertown, Massachusetts
- [ANDE06] Andersson M. ; Persson C. ; Melin S. ; 2006 ; Experimental and numerical investigation of crack closure measurements with electrical potential drop technique. In: International Journal of Fatigue ; Vol. 28-9 ; pp.1059–1068
- [BART05] Barta Š. ; Dieška P. ; Bielek J. ; Šmida T. ; Magula V. ; 2005 ; Dependence of resistivity on a component of the plastic part of strain tensor. In: Acta Materialia ; Vol. 53-12 ; pp.3511–3515
- [BAUD78] Baudin G. ; Policella H. ; 1978 ; Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure. In: La recherche aérospatiale ; Vol. 4 ; pp.195–203
- [BAUD79] Baudin G. ; Policella H. ; 1979 ; D'étermination de Fronts de Fissure dans les Pièces Métalliques Tridimensionnelles par Mesure Électrique. In: Recherche Aérospatiale ; Vol. 1 ; pp.73–85
- [BOWL05] Bowler N. ; Huang Y. ; 2005 ; Model-based characterization of homogeneous metal plates by four-point alternating current potential drop measurements. In: IEEE transactions on magnetics ; Vol. 41-6 ; pp.2102–2110
- [ČERN01] Černý I. ; 2001 ; Measurement of subcritical growth of defects in large components of nuclear power plants at elevated temperatures. In: International Journal of Pressure Vessels and Piping ; Vol. 78-11–12 ; pp.893–902
- [ČERN04] Černý I. ; 2004 ; The use of DCPD method for measurement of growth of cracks in large components at normal and elevated temperatures. In: Engineering Fracture Mechanics ; Vol. 71-4–6 ; pp.837–848
- [CLAR75] Clark G. ; Knott J. ; 1975 ; Measurement of fatigue cracks in notched specimens by means of theoretical electrical potential calibrations. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids ; Vol. 23-4–5 ; pp.265–276
- [DORE14] Doremus L. ; 2014 ; Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [DORE15] Doremus L. ; Nadot Y. ; Henaff G. ; Mary C. ; Pierret S. ; 2015 ; Calibration of the potential drop method for monitoring small crack growth from surface anomalies – Crack front marking technique and finite element simulations. In: International Journal of Fatigue ; Vol. 70 ; pp.178–185
- [EVAN97] Evans W. ; Spence S. ; 1997 ; Characterization of crack tip and geometry induced closure. In: International journal of fatigue ; Vol. 19-93 ; pp.205–210
- [GAND01] Gandossi L. ; Summers S. ; Taylor N. ; Hurst R. ; Hulm B. ; Parker J. ; 2001 ; The potential drop method for monitoring crack growth in real components subjected to combined fatigue and creep conditions: application of FE techniques for deriving calibration curves. In: International journal of pressure vessels and piping ; Vol. 78-11–12 ; pp.881–891
- [GOUR15] Gourdin S. ; 2015 ; Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [GREE88] Green D. ; Kendall J. ; Knott J. ; 1988 ; Analytic and analogue techniques for determining potential distributions around angled cracks. In: International journal of fracture ; Vol. 37-1 ; pp.R3–R12
- [HICK82] Hicks M. ; Pickard A. ; 1982 ; A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination. In: International Journal of Fracture ; Vol. 20-2 ; pp.91–101
- [JOHN65] Johnson H. ; 1965 ; Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth. In: Materials Research and Standards ; Vol. 5-1 ; pp.442–445
- [MCMA86] McMaster R.C. ; McIntire P. ; Mester M. L. ; 1986 ; Introduction to electromagnetic testing. In: Electromagnetic Testing ; Vol. 4 of Nondestructive Testing Handbook ; pp.1–23. — American Society for Nondestructive Testing, Columbus, OH, 2nd edition

- [NIDI95]** NiDI ; (Nickel Development Institute) ; 1995 ; High-temperature high-strength nickel base alloys. In: Supplement number 393
- [RITC71]** Ritchie R. ; Garrett G. ; Knott J. ; 1971 ; Crack-growth monitoring: optimisation of the electrical potential technique using an analogue method. In: International Journal of Fracture ; Vol. 7-4 ; pp.462–462
- [RITC79]** Ritchie R. ; Bathe K. ; 1979 ; On the calibration of the electrical potential technique for monitoring crack growth using finite element methods. In: International Journal of Fracture ; Vol. 15-1 ; pp.47–55
- [ROUX08]** Roux P. ; 2008 ; Etude de l'influence de la contrainte, du champ magnétique et de la température sur le Pouvoir Thermoélectrique des matériaux métalliques. In: Thèse de doctorat. INSA Lyon
- [SAIN14]** Saint-Sulpice L. ; Lakrit M. ; Arbab Chirani S. ; Calloch S. ; 2014 ; Variation in electric resistivity in metastable alloys during thermomechanical loading: Effects of temperature, elasticity, plasticity and phase transformation. In: Mech. Mater., vol. 71 ; pp.1–9
- [SATO07A]** Sato Y. ; Atsumi T. ; Shoji T. ; 2007 ; Application of induced current potential drop technique for measurements of cracks on internal wall of tube-shaped specimens. In: NDT & E International ; Vol. 40-7 ; pp.497–504
- [SATO07B]** Sato Y. ; Atsumi T. ; Shoji T. ; 2007 ; Continuous monitoring of back wall stress corrosion cracking growth in sensitized type 304 stainless steel weldment by means of potential drop techniques. In: International journal of pressure vessels and piping ; Vol. 84-5 ; pp.274–283
- [SATO12]** Sato Y. ; Kawaguchi N. ; Ogura N. ; Kitayama T. ; 2012 ; Automated visualization of surface morphology of cracks by means of induced current potential drop technique. In: NDT & E International ; Vol. 49 ; pp.83–89
- [SCHW81]** Schwalbe K.-H. ; Hellmann D. ; 1981 ; Application of the electrical potential method to crack length measurements using Johnson's formula. In: Journal of Testing and Evaluation ; Vol. 9-3 ; pp.218–220
- [SIMO17]** Simon J. ; 2017 ; Influence de micro-entailles sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'un alliage de TA6V : Comparaison avec le fretting-fatigue. ISAE-ENSMA
- [SPIT08]** Spitas V. ; Spitas C. ; Michelis P. ; 2008 ; Real-time measurement of shear fatigue crack propagation at high-temperature using the potential drop technique. In: Measurement ; Vol. 41-4 ; pp.424–432
- [SPIT10]** Spitas V. ; Spitas C. ; Michelis P. ; 2010 ; A three-point electrical potential difference method for in situ monitoring of propagating mixed-mode cracks at high temperature. In: Measurement ; Vol. 43-7 ; pp.950–959
- [SPOS09]** Sposito G. ; 2009 ; Advances in potential drop techniques for non-destructive testing. In: PhD Thesis. Imperial College London
- [YOU83]** You C.P. ; Knott J. F. ; 1983 ; Electrolytic tank simulation of the potential drop technique for crack length determinations. In: International Journal of Fracture ; Vol. 23 ; pp.139–141

Partie D : Etude expérimentale de la propagation d'une fissure à partir d'une anomalie de surface en fond d'entaille

D.1. Description des campagnes expérimentales et du protocole d'essai associé	123
D.1.1. Protocoles d'expérimentation et plan d'expérience	123
D.1.2. Zones de prélèvement des éprouvettes	124
D.1.3. Usinage des entailles	125
D.1.4. Positionnement des anomalies de surface et suivi DCPD	126
D.1.5. Procédure d'essai	128
D.1.6. Rupture à froid	129
D.1.7. Traitement des mesures de potentiel	130
D.1.8. Description des campagnes expérimentales	132
D.2. Etude expérimentale	135
D.2.1. Campagne avec anomalie EDM sur éprouvette lisse : identification d'une loi de propagation	135
D.2.1.a. Description de l'étude et difficultés rencontrées	135
D.2.1.b. Hypothèse de l'étude	135
D.2.1.c. Calcul du facteur d'intensité de contraintes	136
D.2.1.d. Vérification de la loi de propagation de l'Inconel 718DA	137
D.2.1.e. Mise à jour de la loi de propagation de l'Inconel 718DA sur le domaine de rapport de charge [-1;0]	139
D.2.2. Campagne avec anomalies réalisées par usinage FIB en entaille : influence du chargement sur le facteur de forme	141
D.2.2.a. Description de l'anomalie	141
D.2.2.b. Influence de la relaxation de la contrainte moyenne	141
D.2.2.c. Facteur de forme initial égal à 1	143
D.2.2.d. Facteur de forme initial différent de 1	145
D.2.2.e. Calcul de facteurs d'intensités de contraintes en entaille	148
D.2.3. Campagne avec anomalies de type « fissureuses » en entaille : influence de la géométrie d'anomalie de surface en entaille	149
D.2.3.a. Description de l'étude	149
D.2.3.b. Evolution géométrique du front de la fissure	150
D.2.4. Campagne avec anomalies de surface de type choc : influence des contraintes résiduelles	152
D.2.4.a. Choc en entaille	155
D.2.4.b. Chocs sur éprouvettes lisses	158
D.3. Durées de vie et amorçage	160
D.3.1. Amorçage et premiers stades de propagation	160
D.3.2. Durées de vie	162
D.4. Conclusions et perspectives intermédiaires	166
D.5. Bibliographie	167

Partie D. Etude expérimentale de la propagation d'une fissure à partir d'une anomalie de surface en fond d'entaille

D.1. Description des campagnes expérimentales et du protocole d'essai associé

D.1.1. Protocoles d'expérimentation et plan d'expérience

A ce stade de l'étude, la calibration de la technique Direct Current Potential Drop (DCPD) est maîtrisée et a été améliorée par rapport aux recherches précédentes afin de prendre en compte différents effets propres à cette étude tels que les gradients de contraintes, la plasticité localisée ou encore l'apparition d'une fissure secondaire. Ainsi, un outil fiable est maintenant disponible afin d'analyser les résultats des essais entrepris. Ceux-ci ont vocation à aider à comprendre les différents phénomènes qui régissent la propagation de fissure de fatigue à partir d'une anomalie de surface présente dans un gradient de contraintes avec plasticité localisée.

Les expériences réalisées lors de cette étude sont développées dans cette partie. L'objectif final est de comprendre les différents phénomènes régissant la propagation de fissure s'amorçant au fond d'un choc dans un gradient de contraintes. Cette caractérisation sera réalisée sur éprouvettes. De telles campagnes sont relativement plus simples à mettre en œuvre en comparaison des essais sur pièces réelles. En effet, toute machine de fatigue standard peut réaliser ce type d'expérience alors que les essais sur pièces réelles nécessitent des bancs d'essais spécifiques.

Selon la dénomination en vigueur à Safran Aircraft Engines, les éprouvettes utilisées pour les essais sont de type K-Bar reduced (KBr) lisses ou entaillées par électroérosion. Elles possèdent des têtes cylindriques, ce qui permet un montage aisé sur les machines de fatigue classiques. Ces éprouvettes de type KBr ont des sections rectangulaires, ce qui permet une introduction des anomalies de surface plus aisée que sur des éprouvettes cylindriques. Différentes sections ont été utilisées : $8,3 \times 3,5 \text{ mm}^2$; $6 \times 6 \text{ mm}^2$ et $11 \times 6 \text{ mm}^2$. Le choix de ces sections sera justifié plus tard dans ce chapitre. Les échantillons sont suffisamment longs pour que deux anomalies puissent être introduites par éprouvette lorsqu'il n'y a pas d'entaille. Les plans des différentes cas sont visibles sur la Figure D-1.

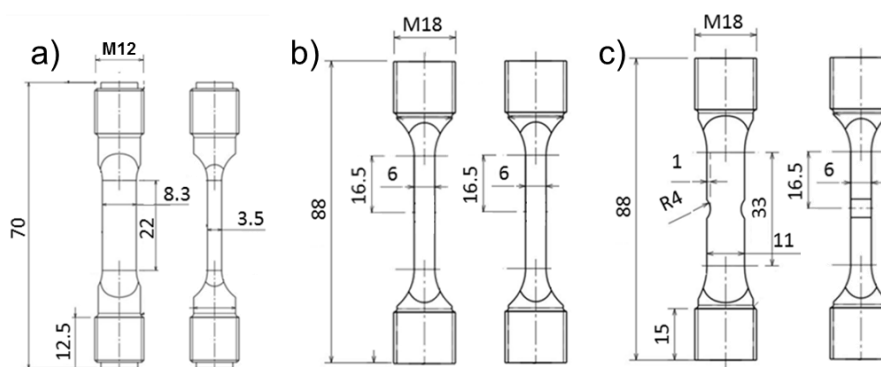


Figure D-1 : Plans des éprouvettes de type KBr utilisées de section a) $8,3 \times 3,5 \text{ mm}^2$; b) $6 \times 6 \text{ mm}^2$ et c) $11 \times 6 \text{ mm}^2$

Au contraire des pièces réelles, le choix a été fait, au moment de la précédente étude de Doremus de ne pas grenailleur les éprouvettes [DORE14]. Cette décision se base notamment sur les résultats de l'étude menée par Safran Aircraft Engines « modifications mineures » montrant que l'influence du grenailleur sur la propagation et la durée de vie d'éprouvettes KBr était négligeable. On suppose que cette conclusion, originellement acquise sur le superalliage à base nickel N18, peut être étendue à l'alliage Inconel 718DA. De plus, afin d'éviter des amorçages non souhaités, un rayonnage des arêtes de la partie utile est effectué systématiquement à l'aide de bandelettes de toile Emeri de granulométrie p240.

D.1.2. Zones de prélèvement des éprouvettes

L'étude a pour objectif de caractériser la tenue en fatigue d'un disque de turbine basse pression en Inconel 718DA contenant des anomalies de surface. Les éprouvettes ont donc été prélevées et usinées dans un de ces disques par Safran Aircraft Engines. Celui-ci a été réparti en 3 parties, dont une pour la présente étude. Les zones notées A, B, C et D dans la Figure D-2 ont été attribuées à cette étude.

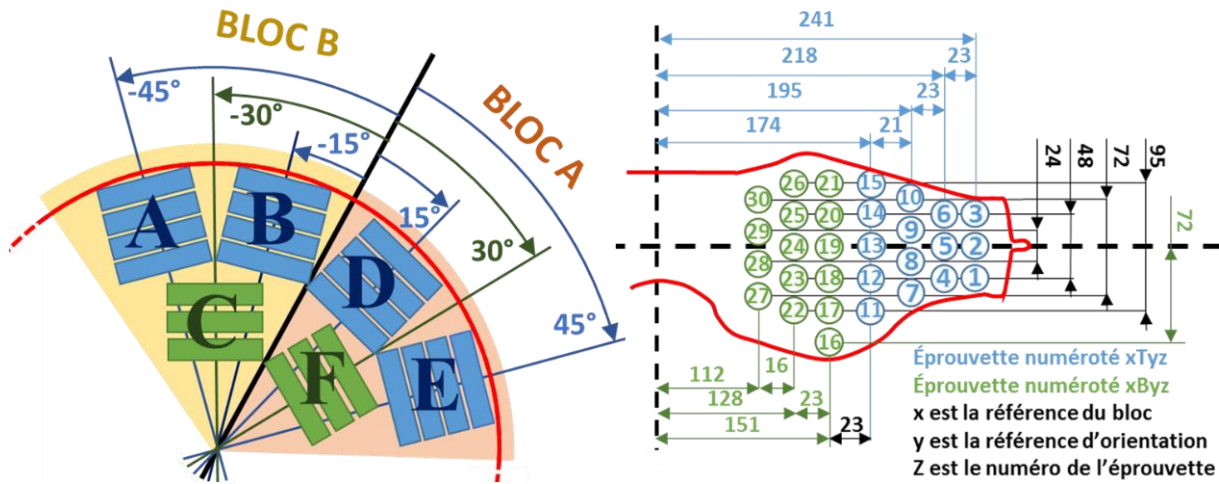


Figure D-2 : Illustration des zones de prélèvement des éprouvettes en vue de face et de profil

La zone C, zone où les éprouvettes sont nommées BBCx et proche de l'alésage, pourrait subir des effets de pièces épaisses. En effet, de faibles durées de vie provoquées par l'amorçage précoce de fissures sur des carbures surfaciques ont été constatées sur des éprouvettes prélevées en zone « alésage », comme on peut le voir sur la Figure D-3 [CASA10, DORE14, FARG09]. Ainsi, toute éprouvette prélevée hors de cette zone devrait être immune vis-à-vis d'une possible compétition entre amorçage sur anomalie ou sur carbure. Il est à noter que dans cette étude, toutes les éprouvettes ont été prélevées dans le sens tangentiel.

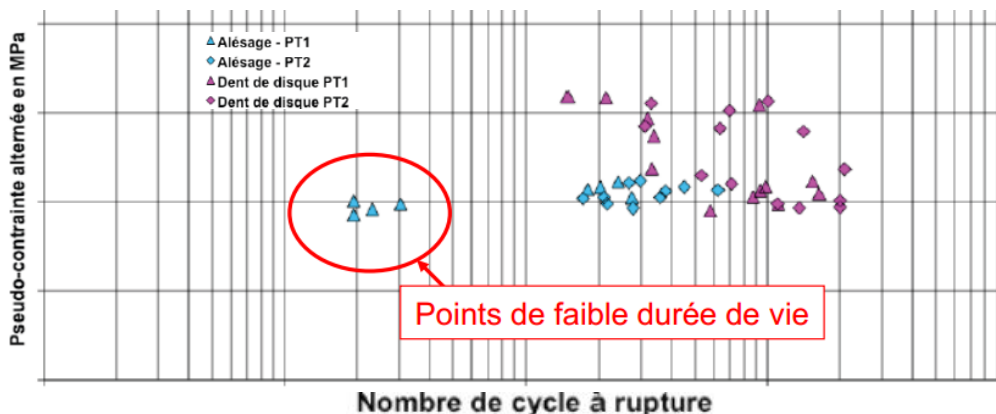


Figure D-3 : Durées de vie à 450°C et R = 0 d'éprouvettes prélevées proche et loin de la zone d'alésage de deux disques bruts de forge [FARG09]

Toutes les éprouvettes prélevées ont été usinées mécaniquement aux dimensions de la Figure D-1c (sans entaille). Puis, si nécessaire, les dimensions des deux faces ont été modifiées par électroérosion (EDM) afin d'obtenir une éprouvette aux dimensions de la Figure D-1b ou avec entaille. De plus, 11 éprouvettes issues de deux lots différents ayant servi à l'étude de Doremus ont été utilisées ici : leurs dimensions sont présentées sur la Figure D-1a. Bien que le plan de prélèvement exact ne soit pas disponible, toutes les éprouvettes de ces lots étaient situées hors zone « alésage » et ont aussi été prélevées dans le sens tangentiel du disque [DORE14].

D.1.3. Usinage des entailles

Deux entailles sont réalisées par usinage EDM sur chaque éprouvette. Le rayon des entailles est alors de 4 mm et la profondeur est de 950 μm . Les entailles sont ensuite polies jusqu'au papier P4000 afin d'enlever la totalité de la zone affectée thermiquement par l'usinage sans pour autant augmenter le niveau de concentration de contraintes. Cependant, le polissage a comme effet secondaire de modifier légèrement la forme de l'entaille, comme le montre la Figure D-4a,b. De plus, un polissage irrégulier peut créer des surfaces avec des creux et des bosses, comme on peut le voir sur la Figure D-4c à l'aide d'une lumière rasante.

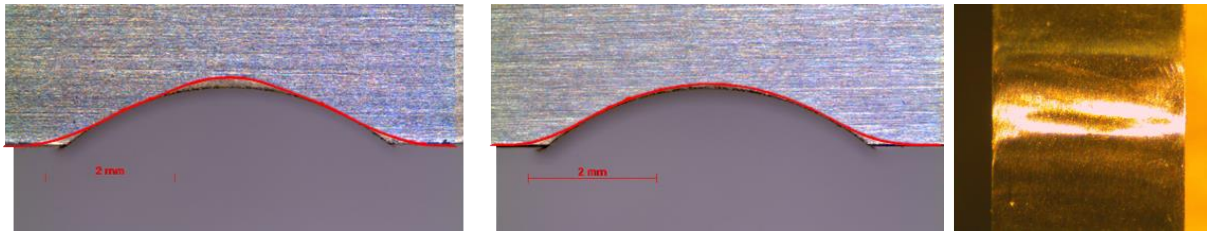


Figure D-4 : a) et b) Exemples de la forme géométrique avant et après polissage vus de côté et c) exemple vu de face de polissage irrégulier sur une entaille

Cet examen en lumière rasante met en exergue les aspérités de surface et permet d'écartier les éprouvettes contenant des entailles similaires à celle de la Figure D-4c. Afin de mesurer l'impact du polissage sur les formes géométriques, une mesure topographique a été réalisée sur la moitié des éprouvettes entaillées. A cet effet, un appareil de type Alicona InfiniteFocus a été utilisé. Ce microscope fonctionne sur le principe de variation de la focale. L'objectif translate en hauteur et crée un déplacement du plan focal. Lors de cette translation, le niveau le mieux focalisé est mémorisé et est associé au point spatial correspondant. L'élément dont on souhaite la topographie peut alors être reconstruit en 3 dimensions. Par la suite, un profil peut être tracé. La Figure D-5a montre une zone de mesure (en rouge) allant d'un bord de l'entaille à l'autre sur une entaille polie. Ces profils possèdent une épaisseur, dans cet exemple, de 2,4 mm de largeur. Le logiciel réalise alors la moyenne des mesures sur cette épaisseur de hauteur. Cette valeur est alors associée à une position du profil. Ce profil est tracé sur la Figure D-5b. L'appareil Alicona n'étant disponible dans le laboratoire que tardivement dans l'étude, seules 24 entailles ont été scannées. Les tendances, schématisées sur la Figure D-5c, montrent que le profil peut être décomposé en 3 zones : la zone extérieure (en bleu), d'un rayon de 3,8 à 4 mm, la zone intérieure (en vert), d'un rayon de 3,6 à 3,7 mm et une zone transitoire, tangente aux deux cercles précédents (en rouge). Ce changement de rayon s'explique par une plus grande facilité à polir le fond de l'entaille plutôt que la partie moins profonde. De plus, sur un profil de 0,8 μm d'épaisseur (1 pixel), il a été mesuré que l'entaille est 80 μm plus profonde sur les bords qu'au centre (cf. Figure D-5b').

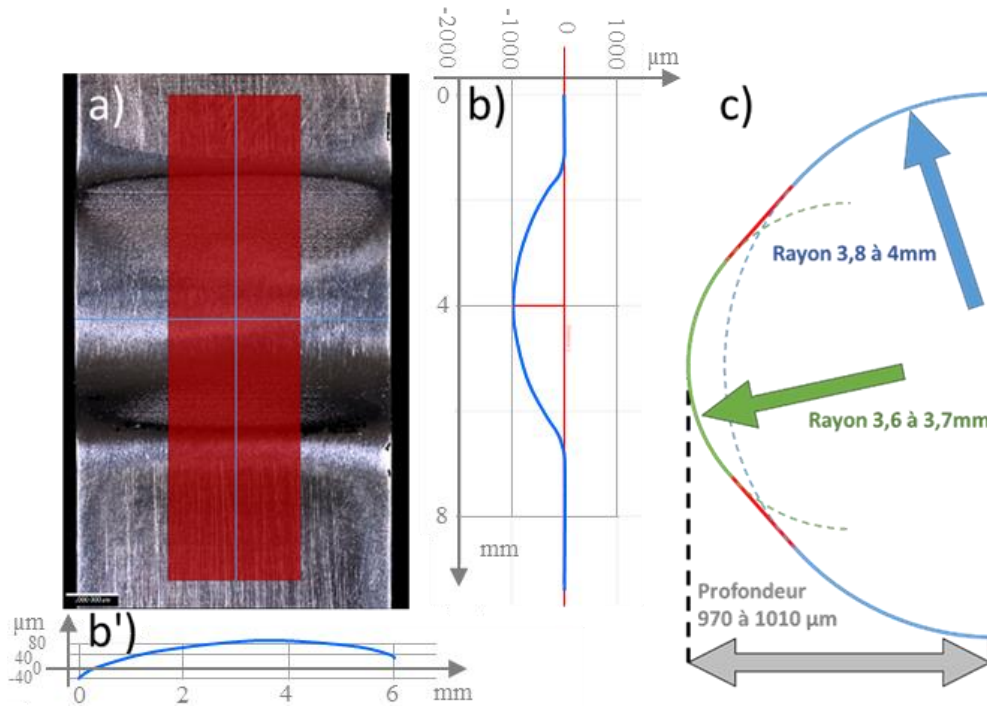


Figure D-5 : Exemple d'une mesure à l'aide de l'Alicona, avec a) une visualisation des profils de mesure, b) et b') les mesures et c) la schématisation des mesures obtenues

D.1.4. Positionnement des anomalies de surface et suivi DCPD

Afin d'améliorer la compréhension de la propagation de fissures de fatigue issues d'anomalies de surface en présence de contraintes résiduelles dans un gradient de contraintes macroscopique, on a commencé par réaliser des expériences de situations simples qu'on a complexifiées au fur et à mesure de la progression de l'étude. Quatre types d'anomalies de surface ont ainsi été testés. Les différentes anomalies usinés sont :

- par électroérosion (EDM pour « Electrical Discharge Machining »),
- par sublimation à l'aide d'une sonde ionique focalisée (FIB pour « Focused Ion Beam »),
- par polissage à l'aide de la « fissureuse » ou
- par la chute contrôlée d'un objet.

Une illustration de ces différentes anomalies de surface ainsi que des faciès de rupture associés est présentée en Figure D-6. Celles-ci sont décrites plus en détail dans la partie B.

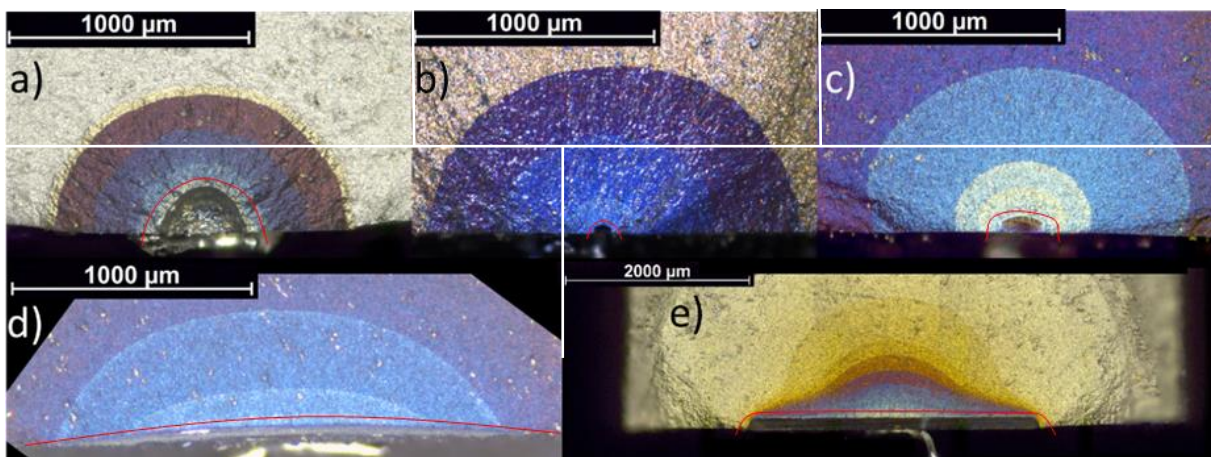


Figure D-6 : Exemples des différentes anomalies de surface utilisées dans cette étude a) EDM ; b) FIB semi-circulaire ; c) FIB semi-elliptique ; d) fissureuse semi-elliptique et e) choc

Le protocole d'introduction des anomalies est précisé dans le chapitre B. Le suivi de la propagation de fissures est réalisé par mesure de différence de potentiel DCPD. Des essais avec une anomalie sur chaque face ont été réalisés. Ce choix permet d'obtenir plus d'information par essai car il est observé que chaque anomalie produit une fissure et génère donc des résultats exploitables. Une distance de 6 mm minimum est imposée entre les anomalies afin d'éviter ou au moins de limiter les interactions des champs mécanique et électrique en pointe de fissure. Chaque fissure issue d'une anomalie est suivie par une voie de mesure de potentiel (Figure D-7).

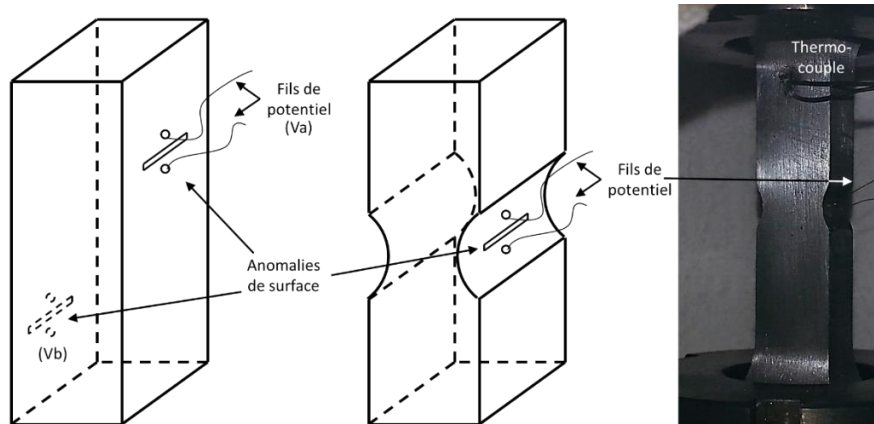


Figure D-7 : Configuration géométrique des anomalies en vue 3D et photo du montage sur la machine de fatigue

On a choisi d'utiliser la méthode DCPD pour suivre la propagation des fissures à partir des anomalies de surface. La mesure DCPD est réalisée à l'aide d'un suiveur électrique multivoie MPF4 08 de la marque Discaptelec qui possède 4 voies de mesure. L'introduction du courant se fait par créneau. Un courant continu traverse l'éprouvette de part en part. Des fils de platine de diamètre 100 μm sont soudés de part et d'autre des anomalies de surface. Des fils aussi fins permettent un positionnement précis de la soudure. Cependant, ces fils sont extrêmement fragiles et la manipulation doit être très délicate pour éviter toute rupture. Afin de fixer ces fils de potentiel, la technique de soudure par point a été sélectionnée : elle est réalisée à l'aide d'un générateur à décharge de condensateurs GDC 300 NG de Soudax Equipements associé à un crayon à souder qui déclenche la soudure par simple pression après la mise en position. Le positionnement des points de soudure est réalisé *ex situ* à l'aide de points de dureté Vickers (cf. Figure D-8). La précision de positionnement de ces points est de l'ordre d'une dizaine de microns. Une force de l'ordre de 2 kg est appliquée afin de ne pas introduire de défaut pouvant conduire un amorçage. Les indents ont une profondeur de 10 μm et un diamètre équivalent de l'ordre d'une centaine de microns. Ensuite, l'éprouvette est montée sur la machine d'essai. Les points de soudure sont réalisés *in situ* à l'aide d'une loupe binoculaire.

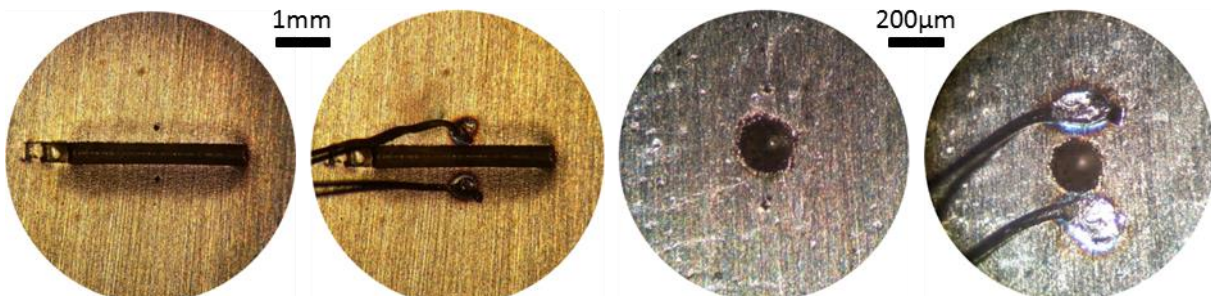


Figure D-8 : Photographie réalisée à travers la loupe binoculaire de soudure de fils de potentiel, avant et après soudure autour d'un choc de 3 mm de longueur et d'une anomalie EDM sphérique de diamètre 200 μm

Pour des problématiques de mise en œuvre et après une phase de prise en main, il a été choisi de placer les marquages Vickers à 200 μm du bord des anomalies. La distance entre les points de soudure est donc de 600 μm pour les chocs, 800 μm pour les anomalies sphériques EDM et 400 μm

pour les anomalies introduites par FIB. La prise en main ayant été réalisée sur les anomalies « fissureuses » les distances sont plus aléatoires, allant d'une distance de 400 μm à 750 μm entre les sondes. La maîtrise de la soudure par point est essentielle afin d'éviter les amorçages sous les fils de potentiel (cf. Figure D-9). Afin de garantir cette maîtrise, le crayon du poste à souder a été affûté jusqu'à ce que l'empreinte de sa pointe fasse environ 150 μm de diamètre et, après une phase de test, l'énergie a été fixée à 14 $\text{W}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un temps de décharge de 9 ms.

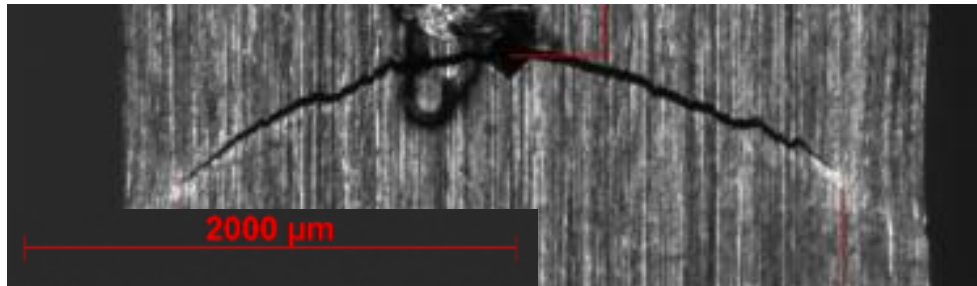


Figure D-9 : Amorçage et propagation d'une fissure sous un fil de potentiel

D.1.5. Procédure d'essai

Les essais sont réalisés sur une machine de fatigue hydraulique MTS avec une charge pouvant aller de -100 à + 100 kN. L'alignement des lignes d'amarrage (coaxialité, concentricité) est réalisé au début de chaque campagne puis vérifié tous les 2-3 essais. Le réglage du PID (Proportionnel, Intégral, Dérivé) de la machine est effectué au début de chaque essai afin que les cycles réels soient au plus près de la consigne. Les paramètres PID moyens sont $I = 1$ L/sec et $D = 0,5$ msec pour tous les échantillons. Le paramètre P est de 4,55 dB pour les éprouvettes de section 3,5x6,8 mm^2 et de 4,65 pour celles ayant une section de 6x11 mm^2 . Les lignes d'amarrage de la machine MTS sont isolées électriquement à l'aide de plaques et cylindres en céleron et thermiquement à l'aide d'un circuit d'eau froide, comme on peut le voir sur la Figure D-10. L'objectif est de réduire les perturbations électriques du laboratoire ainsi que de protéger le reste du bâti, notamment la cellule de charge, de l'échauffement des lignes provoqué par la température d'essai.

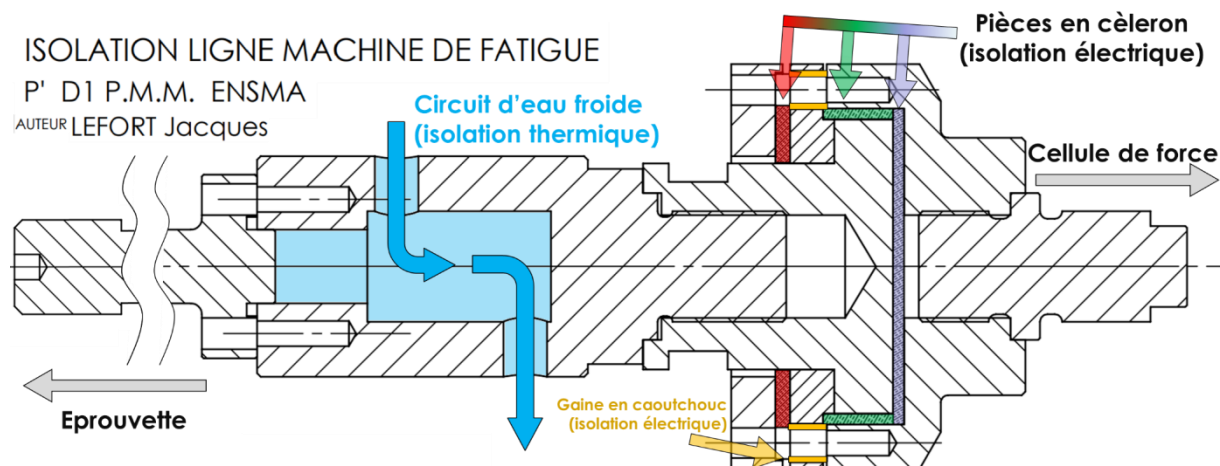


Figure D-10 : Plan des lignes d'amarrage avec isolation thermique et électrique (réalisé par Jacques Lefort)

Des essais ont toutefois été réalisés sans isolation électrique et, comme on peut le voir sur la Figure D-11, beaucoup de bruit apparaît sur l'acquisition. On remarque notamment une augmentation du bruit à la reprise des activités au sein du laboratoire vers 14h. Ce phénomène démontre la nécessité de l'ajout de pièces en céleron au niveau des lignes d'amarrage. Cependant, ces éléments étant situés près du four, il est également impératif qu'ils possèdent aussi une résistance thermique importante. Avec ces différentes méthodes, le bruit de mesure est compris entre 1 et 2 mV (au lieu des 10 mV ou plus visible sur la Figure D-11).

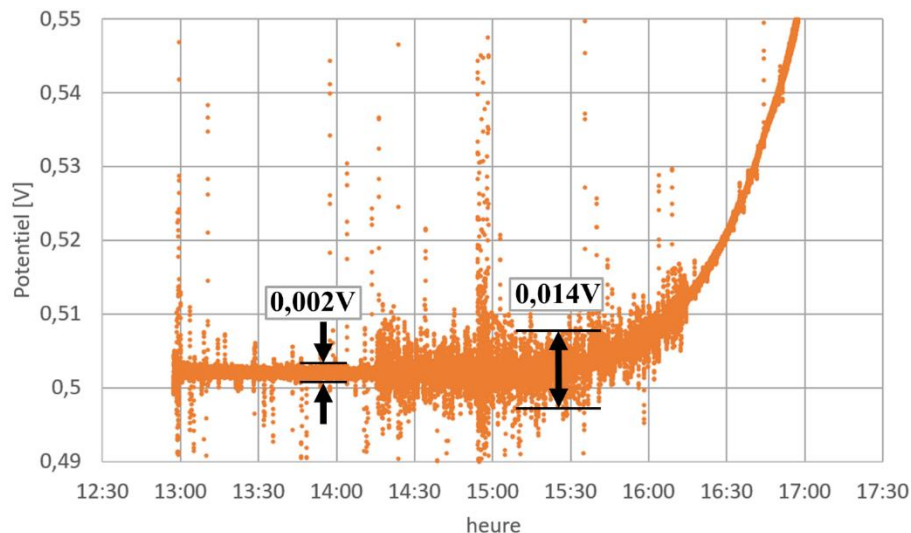


Figure D-11 : Evolution de la différence de potentiel en fonction de l'heure sans isolation des lignes d'amarrage

Une fois l'éprouvette montée et les fils de suiveur de potentiel soudés, l'éprouvette est portée à la température d'essai. Le four utilisé est un four à résistance alimenté par condensateur. L'étalonnage a été réalisé à l'aide de trois thermocouples placés au cœur d'une éprouvette de géométrie similaire à celle des essais. Seules les géométries sans entaille ont été calibrées. Cependant, comme l'ajustement entre température de consigne et température mesurée est identique pour une éprouvette de section $11 \times 6 \text{ mm}^2$ et $3,5 \times 8,3 \text{ mm}^2$, on a jugé qu'une entaille de 1 mm de profondeur ne modifierait pas ce bilan. Afin d'obtenir une température entre 400 et 600°C, la température de consigne doit être augmentée de 6°C (consigne de 456°C pour une température au cœur de l'éprouvette de 450°C). Afin de préserver l'intégrité des céramiques du four, une vitesse maximale de chauffe a été fixée à 200°C/h. La température du four est stabilisée en 45 minutes une fois la température de consigne atteinte. Le critère d'arrêt de tous les essais était la rupture de l'éprouvette.

D.1.6. Rupture à froid

Même lorsque deux fissures s'amorcent sur une même éprouvette, une seule fissure entraîne sa rupture finale. Afin de pouvoir exploiter l'autre surface fissurée, notamment à l'aide des marquages thermiques, il faut donc rompre cette fissure secondaire. Pour cela, deux méthodes ont été utilisées dans cette thèse. La première consiste en une rupture à l'azote liquide. Comme on peut le voir sur la Figure D-12c₂, une rainure est usinée de chaque côté de la fissure ainsi que sur la face opposée afin de fragiliser au maximum le ligament restant. Cependant, comme on peut le voir sur la Figure D-12b, il est arrivé que l'on abîme les marquages thermiques avec cette procédure. Ces marquages sont alors beaucoup moins marqués et on ne peut plus les dissocier entre eux. Afin de minimiser ces risques, il a été décidé d'adopter la procédure utilisée par Safran Helicopter Engines [SAIN17]. Cette pratique consiste, après l'introduction de rainures (cf. Figure D-12c₂) à usiner une encoche triangulaire avec une tronçonneuse de précision dont la pointe est dirigée vers la fissure et est la plus proche possible de cette fissure (cf. Figure D-12c₃). Pour cela, la profondeur de la fissure est estimée par rapport à sa longueur en surface. Ainsi, en appliquant une force dans la bonne direction, la fissure est sollicitée uniquement en traction pour sa rupture. L'adoption de cette procédure, a permis des ruptures systématiques sans dégât sur le faciès et sans recours à l'azote liquide.

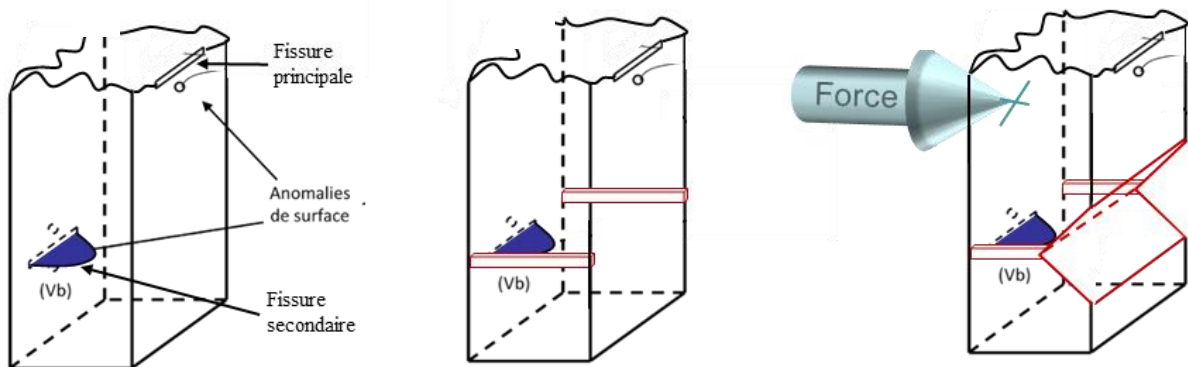
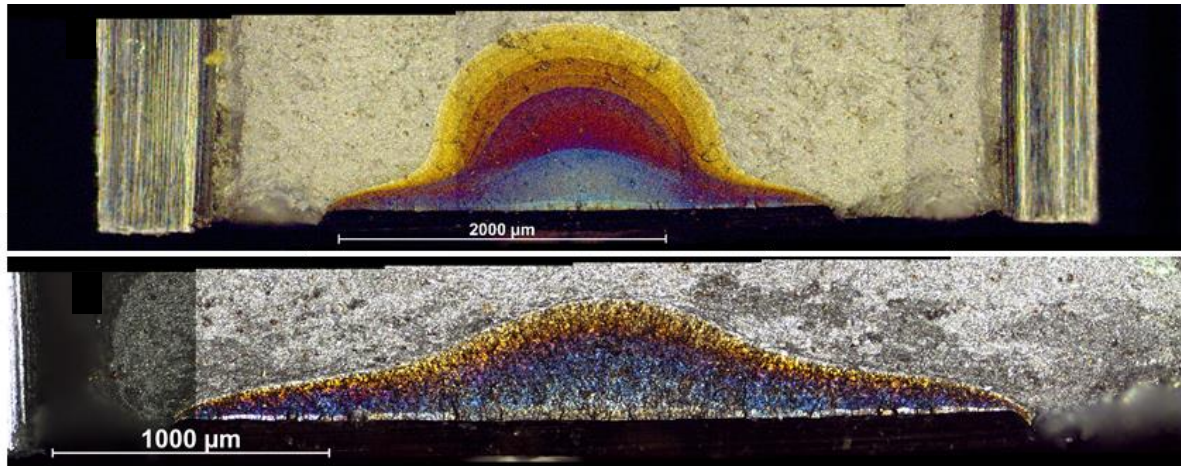
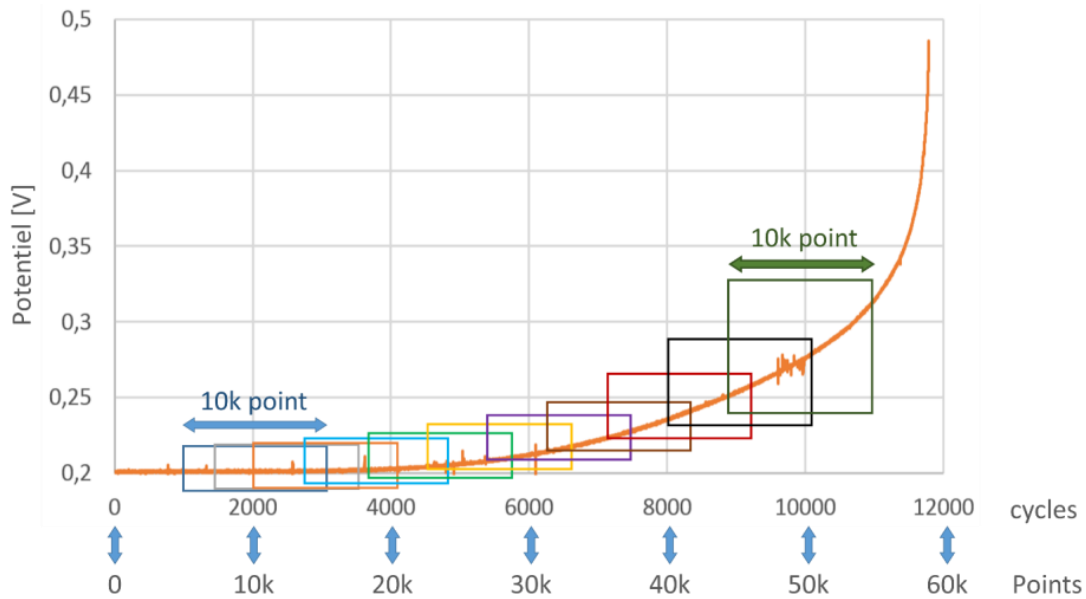


Figure D-12 : Exemple de rupture à l'azote a) réussie et b) avec endommagement et en c) la procédure d'usage adoptée pour y remédier

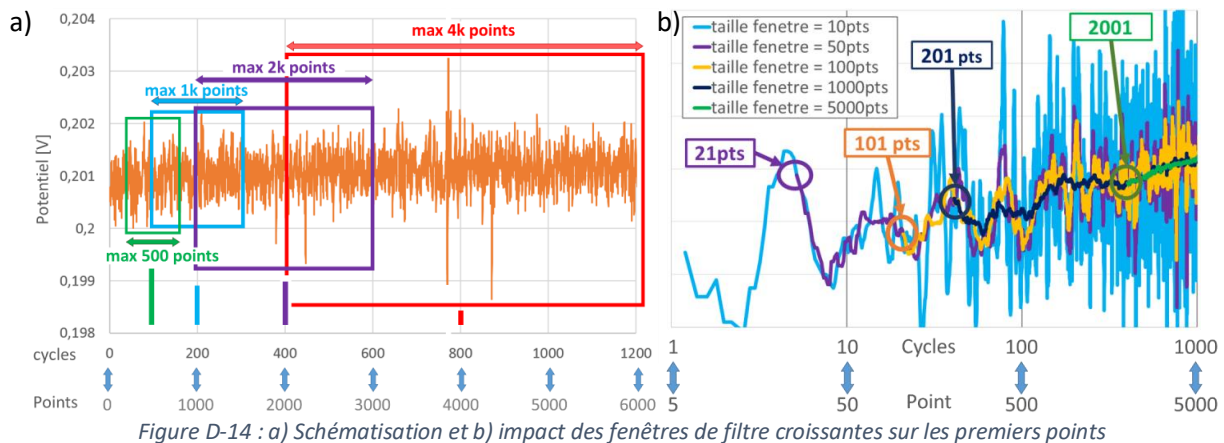
D.1.7. Traitement des mesures de potentiel

Les conclusions obtenues de nos essais reposent sur l'analyse des mesures de potentiel. Il s'agit donc ici de présenter la méthode d'exploitation des mesures électriques.

La première étape est le traitement du signal des données expérimentales afin de réduire le bruit de mesure. C'est une étape essentielle afin de diminuer la dispersion des mesures pouvant être responsable de conclusions erronées. Une forte dispersion des valeurs de profondeur de fissure entraînera une forte dispersion sur la détermination de la vitesse de fissuration. Afin de traiter les données, on a choisi d'utiliser un filtre FFT (Fast Fourier Transformation). Pour cela, une taille de fenêtre t est choisie. Pour chaque point p de la courbe de potentiel, un nombre t de points est conservé. t est toujours impair afin qu'il y ait autant de points avant p qu'après. Ces points sont ensuite traduits dans le domaine fréquentiel pour qu'un filtre passe bas y soit appliqué et que seules les fréquences proches de 0 Hz soient conservées. Les filtres passe-bas intègrent les variations du signal. La sortie représente une sorte de moyenne de l'histoire du signal. Ils servent donc à éliminer les parties du signal hors de la bande passante utile. La Figure D-13 présente une schématisation d'un fenêtrage de 10001 points de mesure de potentiel à une fréquence d'acquisition de 10 Hz (soit 5 points par cycle).



Les points de début et de fin de signal sont traités différemment. Lorsque la position du point p est inférieure à $2xt$, une taille $t' = p$ est utilisée pour l'application du filtre FFT. Ce choix permet de continuer de centrer les fenêtres au point p et de faire en sorte que le premier point ne soit pas utilisé dans les t premières fenêtres. Le principe de fenêtre croissante est schématisé sur la Figure D-14a. On constate bien sur la Figure D-14b, qu'il y a superposition des courbes lorsque p est petit mais qu'elles se dissocient lorsque $p = 2 \times t$. Par exemple, à $p = 201$ la courbe avec $t = 100$ se sépare des courbes $t > 100$, la taille des fenêtres de ces dernières continuent d'augmenter et donc leur filtration change. Le même principe de changement progressif de taille de fenêtre est utilisé pour la fin de la courbe.



Cette méthode permet de facilement nettoyer des signaux bruités (cf. Figure D-15a). En outre, plus la taille des fenêtres est grande, moins le signal sera bruité, comme on le constate sur les zooms de la Figure D-15. Cependant, bien que moins bruitée, lorsque la fenêtre est grande, la courbe filtrée est surévaluée. Plus la pente de la mesure est importante, plus cet effet est accentué (cf. zooms c et d de la Figure D-15). C'est pourquoi il est important d'ajuster la taille de la fenêtre en fonction de l'essai à dépouiller. Globalement, la tendance observée est une fenêtre de l'ordre de 1% du nombre de points total.

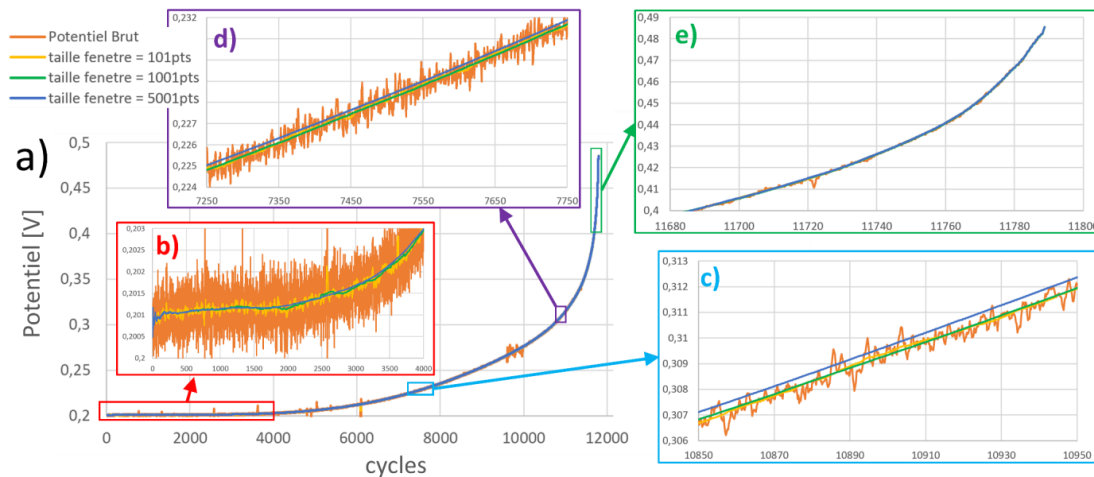


Figure D-15 : a) Exemple de la méthode de filtration appliquée avec b) à e) des zooms sur les différentes parties de la courbe

D.1.8. Description des campagnes expérimentales

L'objectif principal de cette étude est de comprendre comment les fissures de fatigue s'amorçant au fond d'un choc progressent dans un gradient de contraintes. Dans cette partie, on a évoqué brièvement comment les différentes campagnes d'essais se sont enchaînées afin de répondre à cet objectif. Ces sept campagnes, ont leur objectif propre. Les différents essais sont présentés dans le Tableau D-1. L'un des critères qui permet de les différencier est la « contrainte max ». Celle-ci est localisée dans la zone de plus fortes contraintes sans prise en compte des anomalies de surface. Dans le cas des éprouvettes entaillées, c'est au centre de l'entaille (cf. Figure D-16a), sinon, la contrainte est homogène dans l'éprouvette. Concernant la valeur de cette contrainte, il est à noter qu'il s'agit de « pseudo contrainte élastique » utilisée à Safran Aircraft Engines. Il s'agit de la contrainte vue par la structure si le domaine plastique n'existe pas. Ainsi, lorsque dans le reste de ce manuscrit il est dit, comme sur l'exemple Figure D-16b, que l'essai est réalisé à $\sigma_{\max} = 1,75Re$, il est en fait réalisé à 1070MPa.

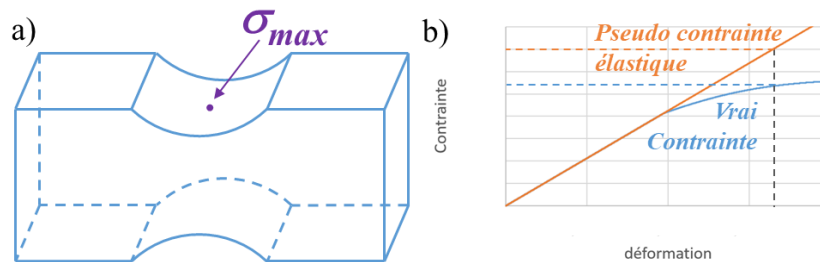


Figure D-16 : a) Position de σ_{\max} pour une entaille & b) différence entre pseudo contrainte élastique et vraie contrainte

La première campagne, réalisée sur des éprouvettes lisses a principalement servi à déterminer la loi qui relie propriétés électriques et déformation totale, exposée dans le chapitre précédent. De manière secondaire, ces essais ont permis de vérifier que la loi d'érouissage de ce lot matière est identique à celle établie lors d'études précédentes sur le sujet [DORE14].

La totalité des essais suivants, soit 44 essais, ont permis de caractériser les phénomènes mis en jeu lors de la propagation de fissures. Ces essais ont été conduits avec les caractéristiques suivantes :

- Contrôle de force, la force maximale est calculée par élément fini afin de garantir un niveau de contrainte σ_{\max} dans la zone la plus sollicitée de l'éprouvette, sans prise en compte de l'anomalie;
- Cycles sinusoïdaux avec $f = 2 \text{ Hz}$;
- Températures de 450°C et 550°C
- Rapports de charge de $R = [0,3 ; 0,05 ; -0,5 ; -1]$

	T(°C)	Lot	Nom	Entaille	Type anomalie	Prof. Ano. [μm]	l en surface [μm]	contrainte max	R	durée de vie	Fissure principale
campagne 1	550	PA541648	5K5	NON	N/A			essai de traction sur éprouvette sans entaille ni défaut			
	550	PA541648	5F5	NON	N/A			essai de traction sur éprouvette sans entaille ni défaut			
	550	PA541648	5F3	NON	N/A			essai de traction sur éprouvette sans entaille ni défaut			
campagne 2	450	PC408495	BTA12	NON	EDM sphérique	197	380	1,15 Re	-1	3,5	B
	450	PC408495	ATD12	NON	EDM sphérique	194	365	1 Re	-1	4,7	B
	450	PC408495	ATD11	NON	EDM sphérique	195	370	1,30 Re	-0,5	8,5	A
	450	PC408495	ATD13	NON	EDM sphérique	197	400	1 Re	-0,5	20,1	B
	450	PC408495	ATD9	NON	EDM sphérique	197	380	1,30 Re	0,05	20,8	A
	450	PC408495	ATD7	NON	EDM sphérique	219	440	1 Re	0,05	33,0	B
	450	PC408495	BTB2	NON	EDM sphérique	184	370	1 Re	0,05	41,6	A
	450	PC408495	ATD8	NON	EDM sphérique	192	390	1,45 Re	0,3	23,2	A
campagne 3	450	PC408495	BTA3	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	-1	1	N/A
	450	PC408495	BTA4	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	-1	1,3	N/A
	450	PC408495	BTA2	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	1,7425 Re	-1	2,1	N/A
	450	PC408495	BTA5	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	0,9875 Re	-1	26,6	N/A
	450	PC408495	BTA1	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	0,05	12,0	N/A
	450	PC408495	BTA8	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	0,9875 Re	0,05	66,8	N/A
campagne 4	450	PC408495	ATD3	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,02625 Re	0,05	159,8	NON Rompu
	450	PC408495	ATD2	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,7425 Re	-1	2,0	N/A
	450	PC408495	ATD1	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,7425 Re	0,05	31,4	N/A
	450	PC408495	ATD5	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,7425 Re	-1	2,6	N/A
	450	PC408495	ATD4	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,7425 Re	0,05	18,0	N/A
	450	PC408495	ATD6	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,02625 Re	0,05	51,7	N/A
campagne 5	550	FK000072	2ED	OUI	Fissureuse semi-elliptique	53	2000	1,05 Re	0,05	14,7	A
	550	PA541648	5K4	OUI	Fissureuse semi-elliptique	125	2860	1,05 Re	0,05	14,2	B
	550	FK000072	2HC	OUI	Fissureuse semi-elliptique	96	2250	1,05 Re	0,05	11,0	B
	550	FK000072	2GC	OUI	Fissureuse semi-elliptique	105	2260	1,71875 Re	0,05	3,4	B
	550	PA541648	5K3	OUI	Fissureuse semi-elliptique	133	2740	1,71875 Re	0,05	3,0	B
	550	FK000072	2DD	OUI	Fissureuse semi-elliptique	128	2890	1,89375 Re	0,05	4,6	B
	550	FK000072	2DG	OUI	Fissureuse semi-elliptique	94	2300	1,89375 Re	0,05	6,4	A
	550	PA541648	2C5	OUI	Fissureuse semi-elliptique	108	2640	1,89375 Re	0,05	5,1	B
campagne 6	450	PC408495	BTB1	OUI	Choc	100	3140	1 Re	-1	31,7	N/A
	450	PC408495	BTB4	OUI	Choc	81	3120	1 Re	-1	28,5	N/A
	450	PC408495	BBC19	OUI	Choc	93	3200	1,75 Re	-1	1,3	N/A
	450	PC408495	BBC30	OUI	Choc	91	3160	1,75 Re	-1	1,4	N/A
	450	PC408495	BTB6	OUI	Choc	107	3145	1 Re	0,05	59,9	N/A
	450	PC408495	BBC24	OUI	Choc	104	3180	1,03125 Re	0,05	92,2	N/A
	450	PC408495	BBC17	OUI	Choc	108	3110	1,03125 Re	0,05	61,2	N/A
	450	PC408495	BTB3	OUI	Choc	118	3180	1,375 Re	0,05	28,7	N/A
	450	PC408495	BBC26	OUI	Choc	99	3040	1,375 Re	0,05	15,5	N/A
	450	PC408495	BBC21	OUI	Choc	83	3100	1,75 Re	0,05	7,7	N/A
450	PC408495	BBC22	OUI	Choc	83	3100	1,75 Re	0,05	10,0	N/A	
campagne 7	450	PC408495	BTB10	NON	Choc	124	3060	1,375 Re	0,05	6,6	A
	450	PC408495	BTB11	NON	Choc	120	3160	1,375 Re	0,05	8,5	B
	450	PC408495	BTB12	NON	Choc	135	3225	1 Re	0,05	31,7	A
	450	PC408495	BTB15	NON	Choc	127	3180	1 Re	0,05	36,0	A
	450	PC408495	BTB13	NON	Choc	124	3220	1 Re	0,05	33,9	Filet

Tableau D-1 : Matrice d'essais menés dans cette étude (durée de vie normée par la plus faible valeur)

En théorie, le rapport de charge le plus représentatif d'un cycle vu par un disque de turbine est $R = 0$. En pratique ce sont les essais à rapport de charge $R = 0,05$ qui sont réalisés. En effet, un rapport de charge nul risquerait d'introduire une légère compression dans l'éprouvette, notamment si les paramètres PID sont légèrement dérégés ou en présence d'un jeu machine. Ainsi, pour éviter ce phénomène, on se place à rapport de charge légèrement positif et on s'assure que le chargement reste en traction tout du long de l'essai.

D.2. Etude expérimentale

D.2.1. Campagne avec anomalie EDM sur éprouvette lisse : identification d'une loi de propagation

D.2.1.a. Description de l'étude et difficultés rencontrées

Ce paragraphe porte sur les huit essais réalisés sur éprouvette lisse avec des anomalies EDM sphériques de rayon 200 μm . L'objectif de cette étude est d'identifier les lois de propagation sous chargement homogène et sans effet de défaut (géométries ou contraintes résiduelles) qui seront appliquées dans les simulations numériques. Les éprouvettes utilisées dans cette campagne sont présentées sur la Figure D-1b, c'est-à-dire de type M18 avec une section de 6x6 mm^2 . Ce choix a été imposé par la force des choses. En effet, les premiers essais ont été effectués avec des éprouvettes M18 brutes d'usinage (section 6x13 mm^2). Cependant, ces essais ont présenté une rupture prématurée dans les filets (cf. Figure D-17a). La section a alors été réduite à 6x9 mm^2 . Ces essais ont conduit à un amorçage de fissures à partir des anomalies mais à une rupture dans les mors. Le fait que le nombre de marquages thermiques visibles sur le faciès de rupture des mors soit inférieur au nombre de marquages présents sur celui de la partie utile de l'éprouvette montre que les fissures ont amorcé plus tard dans les têtes. Cependant, comme la rupture a eu lieu dans les mors et qu'il y a moins de marquage que dans la partie utile, on peut en déduire que la propagation y a été plus rapide. Les sections des éprouvettes ont donc encore été réduites à 6x6 mm^2 . Seul l'essai à $R = 0,05$ et à $\sigma_{\text{max}} = R_e$ a été dupliqué. En effet, sur cette éprouvette les anomalies ont été usinées avec une électrode creuse d'où une morphologie assez singulière, comme on peut le voir sur la Figure D-17b. Un second essai a donc été réalisé avec une électrode pleine afin de confirmer les vitesses de propagation.

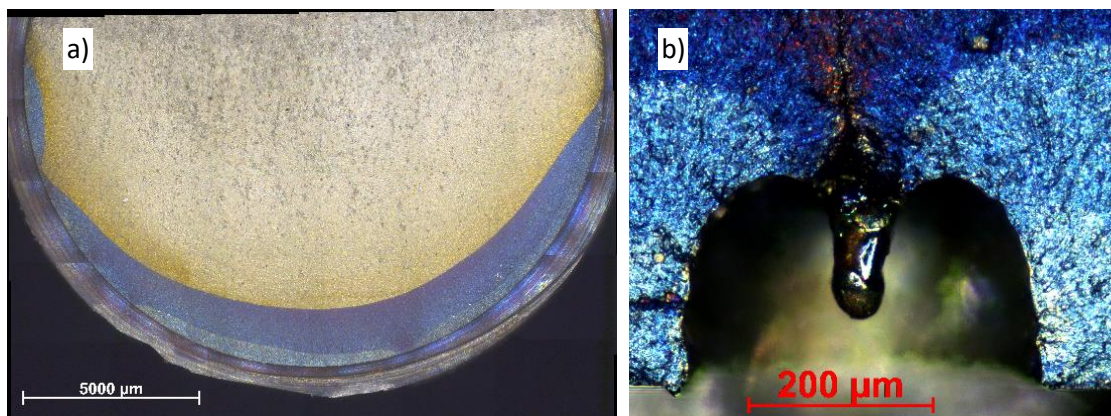


Figure D-17 : a) Marquages de fronts de fissure observés sur le faciès de rupture des mors et
b) anomalie EDM usinée avec une électrode creuse

D.2.1.b. Hypothèse de l'étude

Lors du dépouillement de la mesure de potentiel, détaillé au chapitre précédent, l'hypothèse d'une fissure unique semi-elliptique est réalisée, en accord avec les observations de la Figure D-18a. Cette hypothèse n'est pas forcément valide pour les premiers stades de propagation. En effet, deux fissures peuvent amorcer en surface et propager en arc de cercle, comme on peut le voir sur la Figure D-18b. Celles-ci coalescent rapidement en moins de 300 μm mais la morphologie de la fissure en est impactée (cf. Figure D-18c). Ainsi, lors du dépouillement, on mesure la largeur la plus grande de la fissure ainsi que sa profondeur. Lors de la simulation, la détermination de la différence de potentiel de la fissure est réalisée en supposant la fissure semi-elliptique avec ses axes correspondant à la profondeur et la largeur mesurées. La détermination des vitesses est obtenue grâce à l'évolution des profondeurs établies.

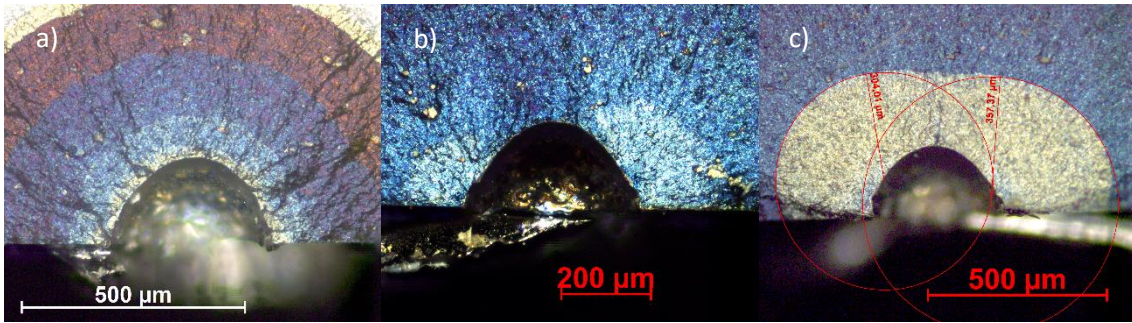


Figure D-18 : Marquages thermiques pour a) une fissure semi-elliptique, b) un double amorçage et c) une coalescence consécutive à un double amorçage

D.2.1.c. Calcul du facteur d'intensité de contraintes

Au même titre que la force, la forme du front de fissure ainsi que ses dimensions sont connues grâce aux différents marquages thermiques, pour chaque pas de temps : on peut donc déterminer l'amplitude du Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC) ΔK . Ce calcul est effectué en différents points du front de fissure. Le point A correspond au point le plus en profondeur de la fissure, le point C, quant à lui, correspond aux points en surface, comme on peut le voir sur la Figure D-19. Entre eux, une infinité de valeurs peut être calculée. Chaque point le long du front, A et C compris, est repéré par l'angle θ défini sur la figure A-16 (A : $\theta = \pi/2$ et C : $\theta = 0$).

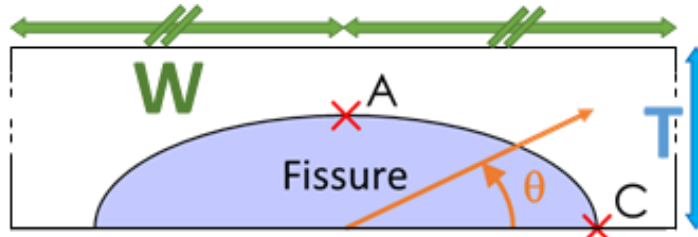


Figure D-19 : Position du calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK

Par la suite les valeurs de FIC sont calculées à l'aide des formules établies par Newman et Raju [NEWM81]. Ces calculs sont réalisés pour une fissure semi-elliptique de dimensions connues qui propage dans un plan fini sous une sollicitation en traction sans gradient de contraintes. Le plan de propagation fini est caractérisé par ses dimensions T et W . Dans le cas d'une éprouvette, ces grandeurs correspondent respectivement à la demi-largeur et à la profondeur de la section. T est la mesure de l'éprouvette dans le sens $\theta = \pi/2$ et W est parallèle à la surface. Dans notre cas, avec une section carrée de $6 \times 6 \text{ mm}^2$; $T = 2 \cdot W = 6 \text{ mm}$. La formule de calcul de ΔK utilisée est :

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \frac{F_s}{E(k)} \text{ avec } \Delta \sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} ; \forall \sigma_{min} \quad (D-1)$$

Les calculs de F_s , facteur de correction géométrique de l'éprouvette et de $E(k)$ de correction géométrique de la fissure sont détaillés dans l'annexe 2. On obtient alors le graphique présenté sur la Figure D-20. Les courbes présentant l'annotation « sec » correspondent aux propagations de fissures secondaires n'ayant pas entraîné la rupture de l'éprouvette. Le suivi de potentiel de l'essai de BTB2 n'ayant pas fonctionné, les vitesses sont donc interpolées à partir des marquages thermiques d'où le traitement « simplifié » en comparaison des autres.

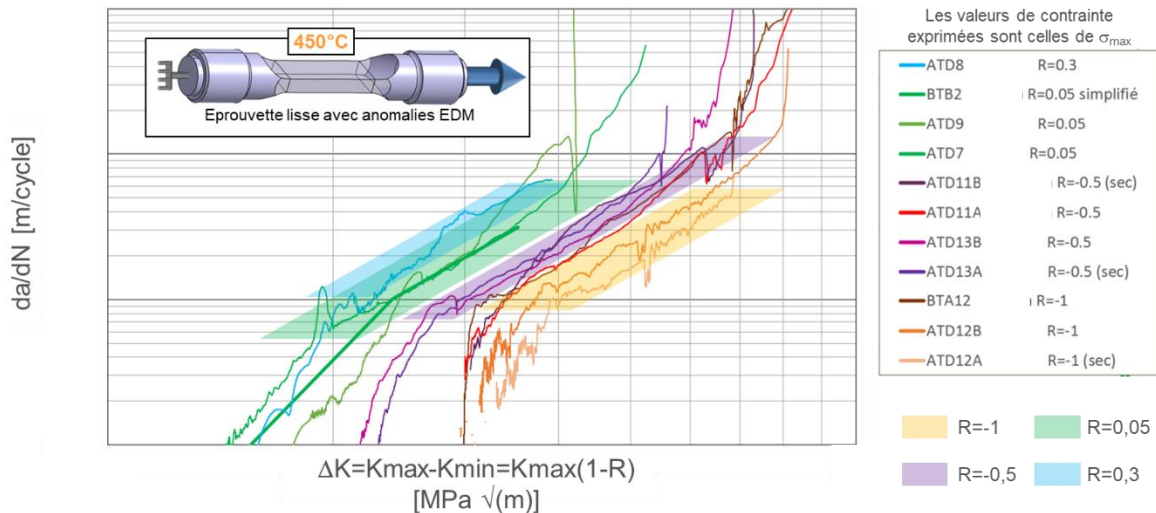


Figure D-20 : Courbes de propagation des essais sur éprouvettes lisses avec anomalies EDM à 450°C

D.2.1.d. Vérification de la loi de propagation de l'Inconel 718DA

On souhaite vérifier la loi de propagation à 450°C de l'Inconel 718DA dont l'identification a été réalisé par Safran Aircraft Engines sur une gamme de températures allant de 20°C à 675°C ; pour des rapports de charge de $R = 0,5$ à $R = -0,5$ et dont le critère d'arrêt d'essai était en K_{max} seuil atteint. Le domaine d'utilisation conseillé de cette loi indique qu'elle est utilisable pour R allant de $R = -1$ à $R = 1$. La loi de propagation est de type Paris avec correction d'Elber [ELBE71] et s'écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{eff})^m \quad (D.2)$$

Cette loi utilise le concept de fermeture de fissure. Dans cette approche, l'amplitude du chargement effectif qui joue un rôle dans la propagation de la fissure est plus faible que ΔK . En effet, le chargement ne contribue à la propagation que lorsque la fissure est ouverte. L'amplitude de chargement contribuant effectivement à la propagation est alors définie par $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$ où K_{ouv} représente la valeur du FIC au-dessus de laquelle la fissure est totalement ouverte. Par ailleurs, Elber a introduit la fonction d'ouverture $U(R)$, définie par l'équation D.4, qui permet de relier l'amplitude de l'ouverture avec l'amplitude du chargement pour une valeur donnée du rapport de charge. Initialement, ces lois empiriques ont été utilisées pour décrire la propagation de fissures dans des alliages légers à température ambiante mais dorénavant la correction d'Elber est employée pour différents matériaux et températures.

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \quad (D.3)$$

Elber a, en outre, observé une relation linéaire entre U et R de la forme :

$$U = a \cdot R + b \quad (D.4)$$

Avec b qui est déterminé en fonction de a de tel sorte que $a+b = 1$, ce qui est une hypothèse forte qui n'est pas nécessairement vérifiée expérimentalement. Ainsi, les courbes en noir présentées en Figure D-21 montrent que la loi de propagation de l'Inconel 718DA donne des résultats satisfaisants pour les rapports de charge positifs mais pas pour les rapports de charge négatifs. Ainsi pour $R = -0,5$ les prévisions sont assez éloignées, avec environ 60% d'erreur sur la vitesse des données expérimentales. Pour les rapports de charge $R = -1$ les prévisions sont très éloignées avec plus d'un facteur 4 d'écart.

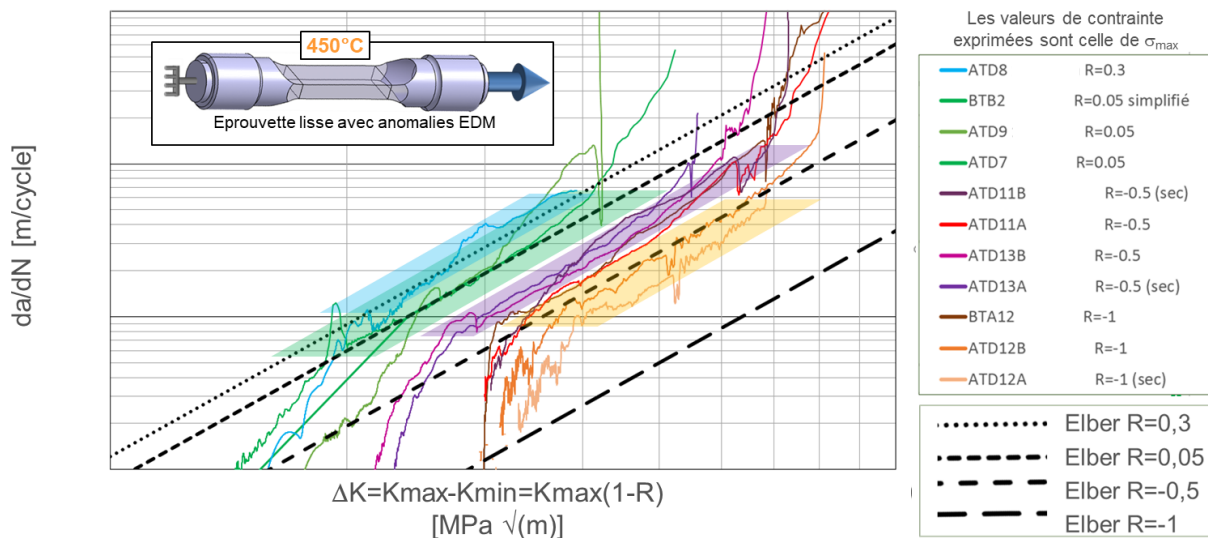


Figure D-21 : Superposition des courbes de propagation de cette étude avec la loi de Paris avec correction d'Elber de l'Inconel 718DA identifié par Safran Aircraft Engines

Il s'avère que la loi utilisée ici pour des rapports de charge de $R = 0,5$ à $R = -1$ a été initialement identifiée sur la gamme de rapport $R = 0,3$ à $R = -0,25$ puis extrapolée, ce qui explique la grande différence sur nos essais à $R = -0,5$ et $R = -1$. De plus, on se rend compte en traçant l'évolution de $\frac{K_{ouv}}{K_{max}} = 1 - U(R) [1 - R]$ en fonction de R , et qui est présentée sur la Figure D-22, que le FIC d'ouverture suit une courbe qui ne possède pas de sens physique. En effet, pour une même contrainte maximale, plus la valeur de R est faible, plus celle de K_{ouv} doit être faible. La fonction K_{ouv}/K_{max} en fonction de R doit donc être une fonction croissante afin de garder un sens physique, ce qui n'est pas respecté sur la Figure D-22 dans le domaine $R = [-1; -0,3]$.

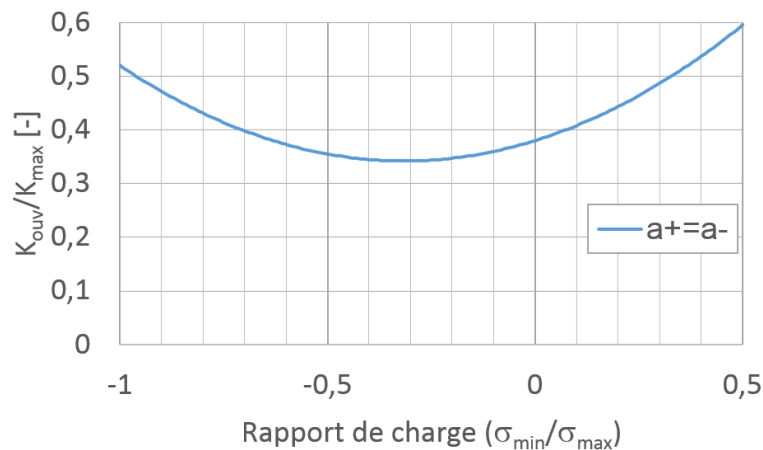


Figure D-22 : Evolution du rapport du FIC d'ouverture normé par le FIC maximal en fonction du rapport de charge

Pour cela, on peut sur l'expression de $U = a \cdot R + b$ différencier le paramètre a telle que la valeur de a en traction ($R > 0$) et en compression ($R < 0$) soient différentes :

$$U(R) = a \cdot R + b \text{ avec pour } R \geq 0 \ a=a_+ ; \text{ pour } R < 0 \ a=a_- \quad (D.5)$$

D.2.1.e. Mise à jour de la loi de propagation de l'Inconel 718DA sur le domaine de rapport de charge [-1;0]

La valeur de a_+ est donc la valeur de a déterminée par Safran Aircraft Engines et utilisée dans la loi de propagation de l'Inconel 718DA. On cherche donc à identifier la valeur de a_- . Pour cela, on a tronqué les courbes $da/dN-\Delta K$ des essais à R négatifs afin de n'en garder que la partie linéaire en log-log, comme on peut le voir sur la Figure D-23. Puis la recherche du a_- est réalisée dans l'intervalle [0,001 ; 1].

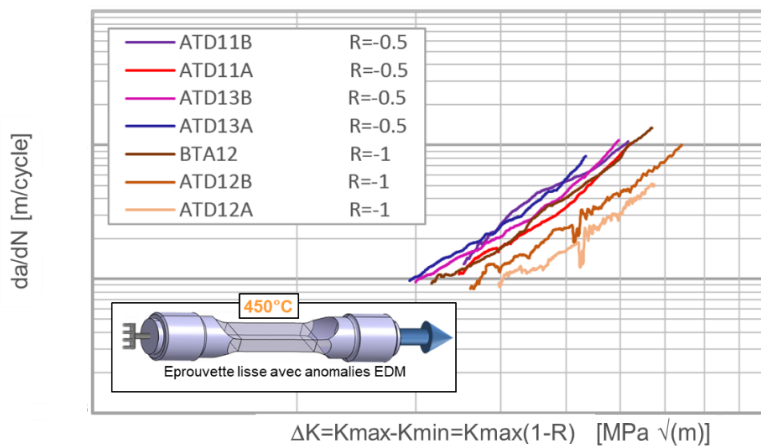


Figure D-23 : Compilation des essais à $R < 0$ tronqués dans le régime de propagation

On calcule une courbe de Paris avec correction d'Elber pour différentes valeurs de a_- . Ensuite, on détermine l'écart relatif quadratique de chaque point de mesure par rapport à cette courbe de Paris. Puis, on calcule la moyenne χ de ces écarts relatifs pour chacune des 7 courbes obtenues à $R < 0$. On réalise alors la moyenne des 7 valeurs de χ calculées. Lors de la caractérisation de a_- , on a fait le choix de réaliser une moyenne des moyennes afin qu'un essai avec moins de points ait le même impact sur la détermination du a_- qu'un essai plus long et donc avec plus de points. On obtient alors la courbe présentée dans la Figure D-24 qui présente un minimum à $a_- = 0,223$.

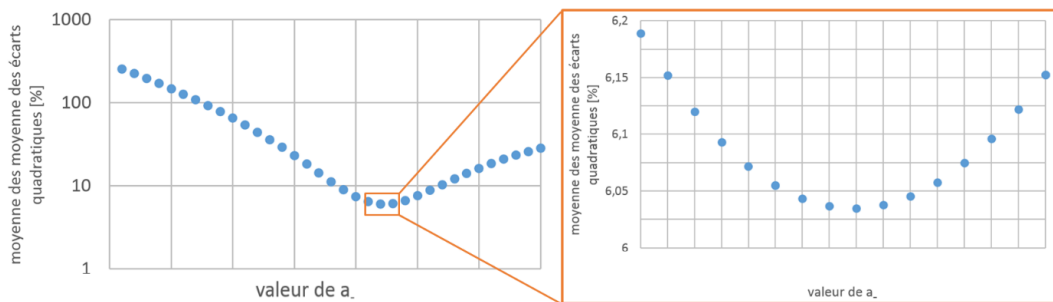


Figure D-24 : Moyenne des erreurs quadratiques en fonction de a_-

En utilisant alors la loi de Paris avec correction d'Elber de la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{eff})^m \quad (D.6)$$

Tel que

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \text{ avec } U = a \cdot R + b \quad (D.7)$$

Avec

$$C, m, a_+ \text{ et } b \text{ déterminé précédemment par Safran et } \begin{cases} \text{si } R > 0 & a = a_+ \\ \text{si } R < 0 & a = a_- \end{cases}$$

On obtient alors les courbes présentées en noir sur la Figure D-25.

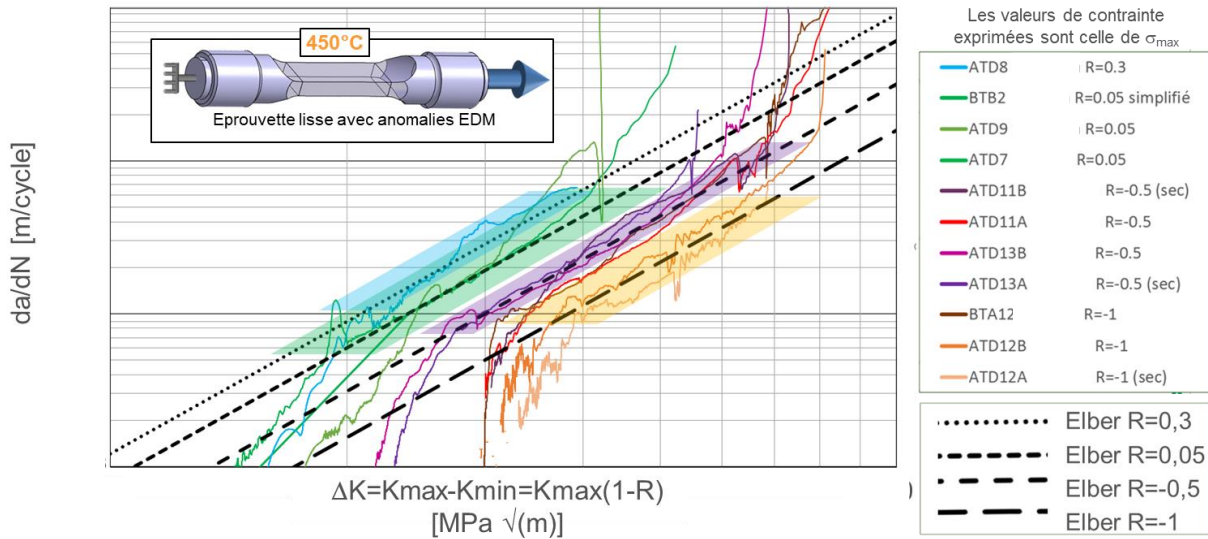


Figure D-25 : Application de la loi de Paris avec correction d'Elber avec $a+\neq a-$

Comme on peut le voir sur la Figure D-26, cette loi possède dorénavant une évolution réaliste du rapport du FIC d'ouverture sur le FIC maximal en fonction du rapport de charge. En effet, la fonction $K_{\text{ouv}}/K_{\text{max}} = f(R)$ est maintenant une fonction croissante sur le domaine $[-1 ; 1]$. En effet, l'identification de la valeur de $a-$ a été réalisée sur les valeurs de rapport de charge -1 et $-0,5$. Ainsi, ce paramètre n'est a priori pas valide en dehors de ce domaine, c'est-à-dire pour $R < -1$. Dans cet intervalle de R , c'est-à-dire dans le domaine $R = [-\infty; -1]$, on a à nouveau le phénomène que l'on reprochait au a unique de la correction d'Elber, c'est-à-dire une fonction décroissante sur une partie de son intervalle.

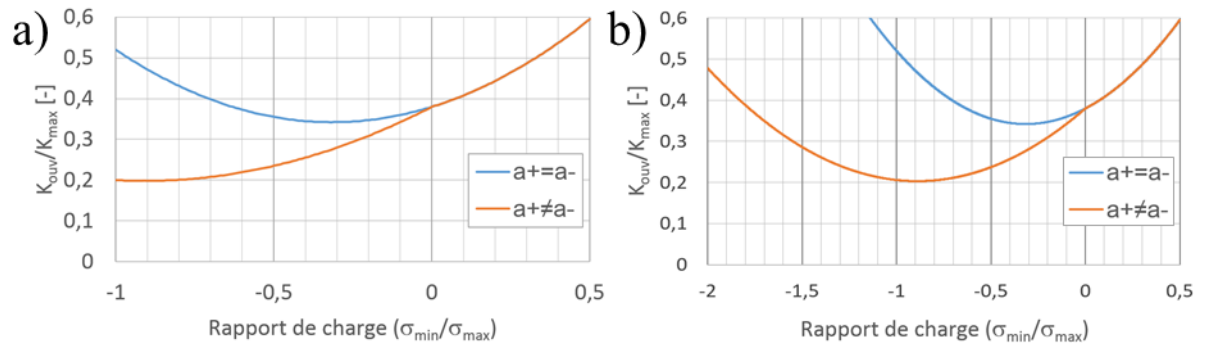


Figure D-26 : Evolution du rapport du FIC d'ouverture normé par le FIC maximal en fonction du rapport de charge pour le cas $a+=a-$ et $a+\neq a-$ sur a) le domaine $[-1; 0,5]$ et b) $[-2; 0,5]$

On a donc identifié une loi de Paris avec correction d'Elber qui décrit correctement la propagation d'une fissure naturelle pour différents rapports de charge supérieurs à -1 , sous chargement homogène et sans contrainte résiduelle.

D.2.2. Campagne avec anomalies réalisées par usinage FIB en entaille : influence du chargement sur le facteur de forme

D.2.2.a. Description de l'anomalie

Cette partie de l'étude porte sur les douze essais réalisés sur éprouvettes entaillées avec des anomalies réalisées à l'aide d'un FIB (Focus Ions Beam ou sonde d'ions focalisés en français). Ces essais correspondent aux essais de la campagne 3 et 4 du Tableau D-1.

Dans cette étude, on a voulu découpler l'effet d'entaille de l'effet d'anomalie de surface. Dans ce but, deux procédures ont été envisagées. La première, schématisée sur la Figure D-27, aurait consisté à générer une fissure à partir d'une anomalie de surface puis à interrompre l'essai afin d'usiner une entaille, enlevant au passage une partie de la fissure.

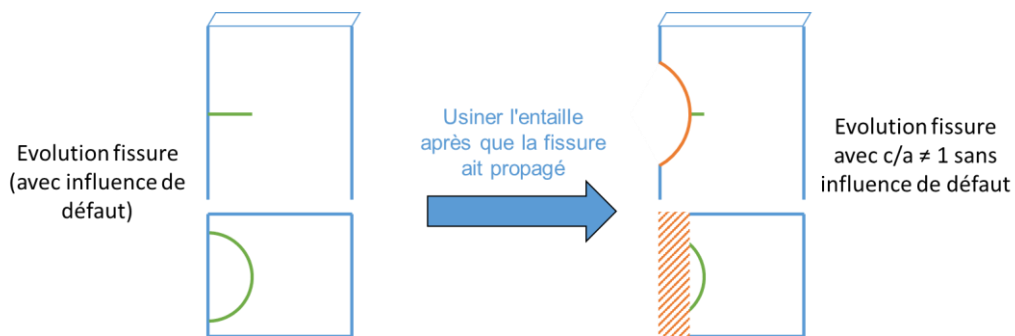


Figure D-27 : Schématisation de fabrication d'une fissure naturelle en entaille

Cette procédure n'a pas été retenue car, après étude de faisabilité, il s'est avéré que l'on pouvait obtenir un résultat similaire directement par usinage FIB. En effet, ce type de microscope permet de réaliser des anomalies de faible ouverture, que l'on a fixée à $10\ \mu\text{m}$, comme on peut le voir sur la Figure D-28. Ainsi, ces anomalies ont une géométrie proche de celle d'une fissure naturelle caractérisée par une faible ouverture.

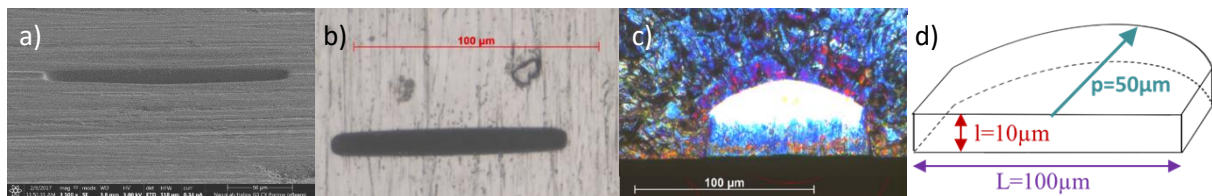


Figure D-28 : Anomalie réalisée par usinage FIB observée a) dans la chambre du microscope ; b) vue de dessus au microscope optique ; c) après rupture et d) schématisation 3D

D.2.2.b. Influence de la relaxation de la contrainte moyenne

Des études précédentes ont été réalisées à $R = 0,05$ par Safran Aircraft Engines. Ce cas simple représente au mieux le fonctionnement d'un disque. Ces essais avaient comme caractéristiques d'être réalisés sur éprouvette KBr de 200°C à 600°C , avec et sans entaille, de posséder des anomalies EDM et la fissuration était suivie par mesure de différence de potentiel. Au moins deux marquages thermiques par essais ont été réalisés à des fins de vérification, notamment que la fissuration était semi-elliptique. Pour caractériser la forme de la fissure on utilise le ratio des dimensions de la fissure. Ce ratio, appelé facteur de forme, correspond à la demi-largeur de la fissure en surface normée par sa profondeur. Lors de ces études, Safran Aircraft Engines a montré que ce facteur de forme tendait vers 1. Cependant, lors des simulations de ces chargements dans des logiciels permettant de prédire des propagations dans le ligament avec une évolution prédictive du facteur de forme à l'aide de Z-cracks, il a été observé un facteur de forme supérieur à 1. On souhaite comprendre pourquoi le facteur de forme simulé ne correspond pas au facteur de forme réel (cf. Figure D-30). Plus de détails sur la simulation seront fournis dans le chapitre D de ce manuscrit.

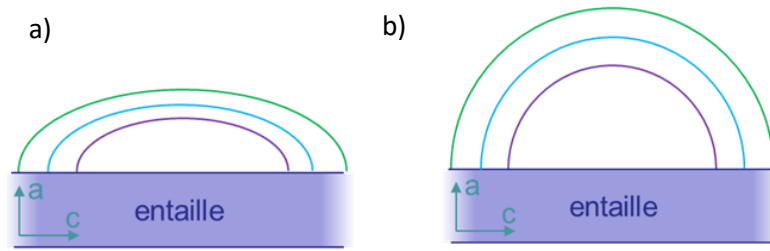


Figure D-29 : Schématisation du développement d'une fissure a) simulée ($c > a$) et b) expérimentale ($c = a$)

On souhaite vérifier le fait que la redistribution de la contrainte moyenne est responsable des fissures semi-circulaires. Pour cela, on réalise des essais avec une anomalie aussi proche que possible d'une fissure naturelle, mais sans amorçage sur défaut ou inclusion qui pourrait venir influencer les phases d'amorçage et de propagation. Si on admet que l'évolution du facteur de forme est principalement due à la relaxation de la contrainte moyenne, on peut supposer un comportement comme schématisé sur la Figure D-30. Partons d'une situation théorique où un front de fissure est initialement à iso- ΔK dans une entaille. Regardons comment évolue la contrainte à un instant t . Si $R = 0,05$, alors on observera une relaxation de la contrainte moyenne sur le long de notre front de fissure. Globalement, le point A situé au sommet du front de fissure est aussi le point le plus éloigné de l'entaille. Ainsi, ce point subit *a priori* une relaxation de la contrainte moyenne plus lente que les points en surface. En faisant l'hypothèse que seule la partie en traction participe à la propagation (hypothèse qu'il n'y a aucun effet de fermeture), lorsque la fissure propage le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne fait que le chargement présente une partie positive plus importante au point A (peu relaxé) qu'au point C (très relaxé). Si la charge est plus élevée au point A, alors la valeur de ΔK l'est aussi et donc la vitesse est plus importante en profondeur qu'en surface dans le cas $R = 0,05$ ($V_A > V_C$).

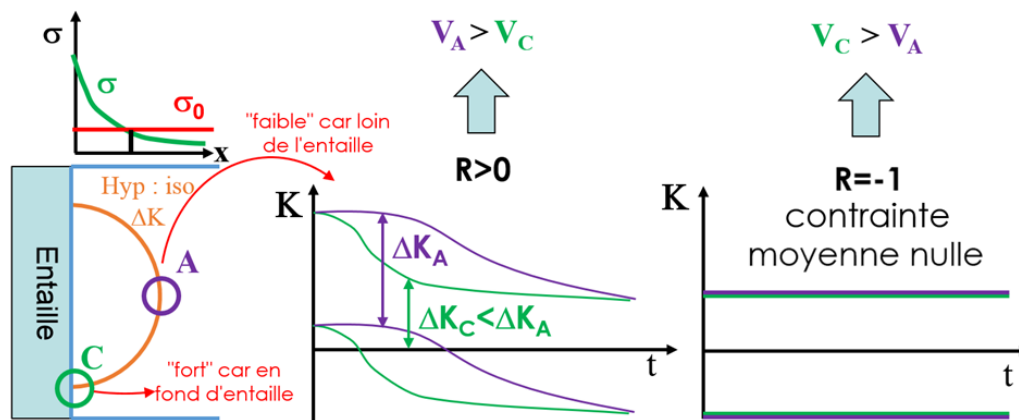


Figure D-30 : Schématisation de la redistribution des contraintes le long du front de fissure en entaille pour $R = 0,05$ et $R = -1$

Comme on peut le voir sur la Figure D-30, dans le cas $R = -1$; il n'y a pas de relaxation de la contrainte car celle-ci est déjà nulle. Ainsi, si on suppose une fissure initialement à iso ΔK , elle va propager ponctuellement à la même vitesse en surface qu'en profondeur. Cependant, dès que cette propagation initiale est effectuée, la pointe de fissure est plus éloignée du fond de l'entaille et voit donc la contrainte diminuer. La partie de la fissure localisée en surface étant toujours au fond d'entaille elle voit toujours la même contrainte. La vitesse de propagation en profondeur diminue en comparaison de la vitesse en surface, ainsi donc le facteur de forme augmente.

On peut conclure que, si c'est le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne qui est responsable de la différence d'évolution du facteur de forme notée entre simulation et expérience, alors les essais à $R = -1$ sans relaxation de la contrainte moyenne devraient se rapprocher du cas simulé. On devrait donc observer des fissures ayant un rapport d'ellipticité $c/a < 1$ pour les cas $R = 0$ et $c/a > 1$ pour les cas $R = -1$.

D.2.2.c. Facteur de forme initial égal à 1

On a observé que les anomalies de surface EDM ont tendance à présenter des facteurs de forme qui tendent vers des valeurs proches de 1. On a donc choisi de commencer par tester des éprouvettes dont le facteur de forme de l'anomalie initiale était de 1. Dans cette campagne, 6 essais ont été réalisés. Les éprouvettes contiennent deux entailles et une anomalie. Deux essais ont été menés purement en traction. Les chargements sélectionnés sont : $[R = 0,05 ; \sigma_{\max} = Re]$ et $[R = 0,05 ; \sigma_{\max} = 2Re]$. Ces contraintes correspondent respectivement au $R_{0\%}$ de la loi de comportement et à la contrainte maximale des pièces en service. Le ligament de l'éprouvette sollicitée à Re est par conséquent soumis à une contrainte élastique tandis que pour l'essai conduit à $2Re$, le ligament plastifie sur une profondeur de 1,8 mm à partir de l'entaille (soit 40% de la longueur totale du ligament). Quatre essais ont été réalisés en traction-compression, deux à $[R = -1 ; \sigma_{\max} = 2Re]$, un autre à $[R = -1 ; \sigma_{\max} = Re]$, et un dernier avec comme condition $[R = -1 ; \sigma_{\max} = 1,75Re]$. Cette dernière condition de charge a été choisie afin que la zone plastifiée en fond d'entaille couvre 1 mm soit 22% de la longueur totale du ligament et que la durée de vie soit plus importante afin de garantir suffisamment de points pour un traitement du potentiel plus aisé. Les différentes conditions de sollicitation sont précisées dans le Tableau D-2.

	T(°C)	Lot	Nom	Entaille	Type anomalie	Prof. Ano. [μm]	l en surface [μm]	contrainte max	R	durée de vie	Fissure principale
campagne 3	450	Lambourg	BTA3	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	-1	1	N/A
	450	Lambourg	BTA4	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	-1	1,3	N/A
	450	Lambourg	BTA2	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	1,7425 Re	-1	2,1	N/A
	450	Lambourg	BTA5	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	0,9875 Re	-1	26,6	N/A
	450	Lambourg	BTA1	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	2,0125 Re	0,05	12,0	N/A
	450	Lambourg	BTA8	OUI	FIB semi-circulaire	50	100	0,9875 Re	0,05	66,8	N/A

Tableau D-2 : Matrice d'essais réalisés avec des anomalies FIB semi-circulaires

Comme on peut le voir sur la Figure D-31, les marquages thermiques mettent en évidence une différence de facteurs de forme entre les essais à $1,75Re$ $R = -1$ et $1,75Re$ à $R = 0,05$.

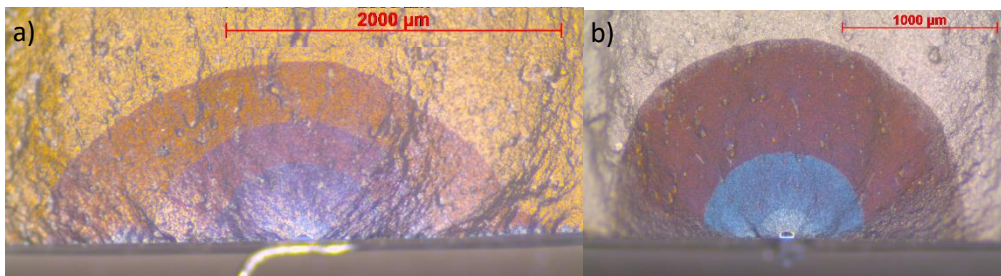


Figure D-31 : Essais réalisés avec une contrainte en fond d'entaille de $1,75Re$ à un rapport de charge de a) $R = -1$ et b) $R = 0,05$ à $450^{\circ}C$

Ces essais ont des durées de vie très différentes. Il y a environ deux ordres de grandeurs de différence entre l'essai le plus court et le plus long. Afin de pouvoir comparer les évolutions des facteurs de forme entre elles, on a choisi de normer le cycle du marquage par le cycle à rupture. On représente alors, sur la Figure D-32, l'évolution du facteur de forme en fonction de la fraction de durée de vie.

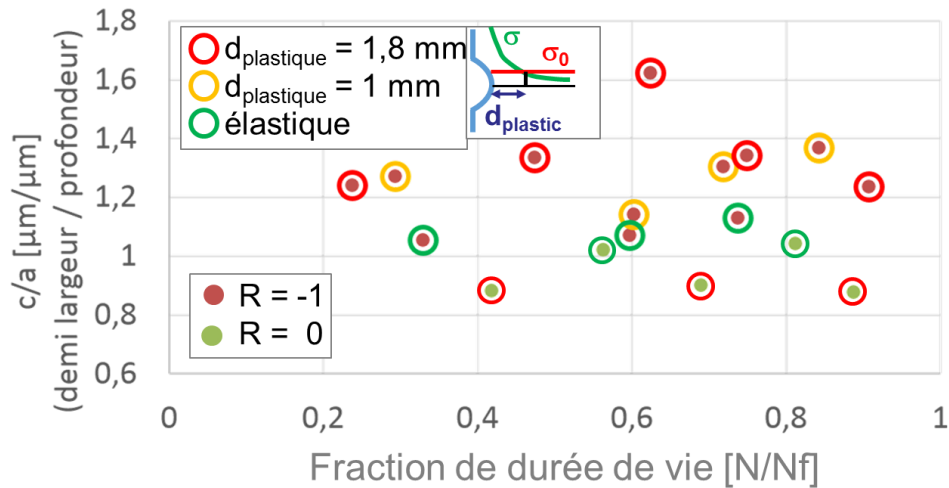


Figure D-32 : Facteur de forme c/a en fonction de la fraction de durée de vie des éprouvettes entaillées avec anomalie FIB

Sur cette figure, on a représenté au centre des cercles le rapport de charge alors que le contour correspond au niveau de chargement. En séparant chacune de ces composantes, représentées sur Figure D-33, on se rend compte que le changement de rapport de charge crée une scission à $c/a = 1$ (cf. Figure D-33a). Un rapport de charge de $R = -1$ crée des fissures dont la propagation est favorisée en surface tandis qu'elles sont ralenties à cette même surface à $R = 0,05$ (respectivement Figure D-33b & c).

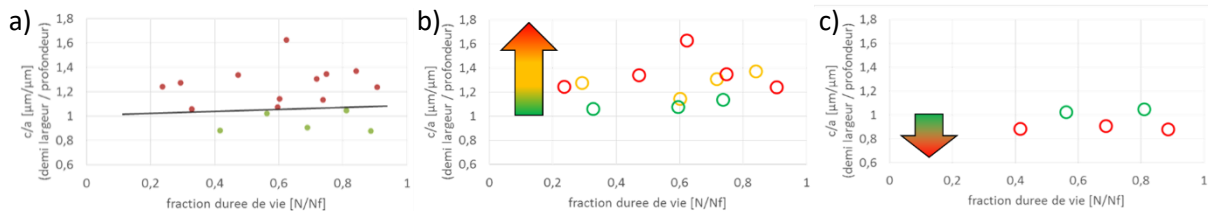


Figure D-33 : Evolution du facteur de forme ;

a) influence du rapport de charge et influence du chargement pour b) $R = -1$ et c) $R = 0,05$

De plus, en observant les Figure D-33b & c, on se rend compte que plus le chargement est important, plus on s'éloigne du facteur de forme égal à 1. Lorsque le chargement maximum est légèrement en dessous de la limite d'élasticité, c'est-à-dire inférieur à R_e , le facteur de forme reste constant à $c/a = 1$. Dès que le chargement augmente, le facteur de forme s'éloigne de 1, dans le sens schématisé sur la Figure D-30. Ainsi, en raisonnant uniquement sur l'effet de relaxation de la contrainte moyenne, on a prédit l'évolution du front de fissure.

En continuant le raisonnement, pour un rapport de charge de $R = 0,05$, on réalise que plus le chargement est important, plus la relaxation de la contrainte moyenne est rapide donc, plus le facteur de forme c/a sera faible lors de la propagation. Pour le cas $R = -1$, plus le chargement est grand, plus la différence de contrainte appliquée entre la pointe de fissure et la surface sera grande. Si on double le chargement, en pseudo élasticité linéaire, on double cette différence. On favorisera donc le développement en surface, sollicité de façon plus importante en l'absence de relaxation de la contrainte moyenne.

D.2.2.d. Facteur de forme initial différent de 1

Cependant, on peut se demander si cette démarcation au facteur de forme égal à 1, présentée sur la Figure D-33a peut être due au facteur de forme initial de l'anomalie ou alors à la nature du chargement (élastique ou plastique). Pour cela, des essais avec des facteurs de forme initiaux différents de 1 ont été menés avec les mêmes conditions de sollicitation. Typiquement, des anomalies de surface ayant des facteurs de forme initialement égaux à 0,5 et 2 et présentant la même profondeur que précédemment sont ici considérées (cf. Figure D-34).

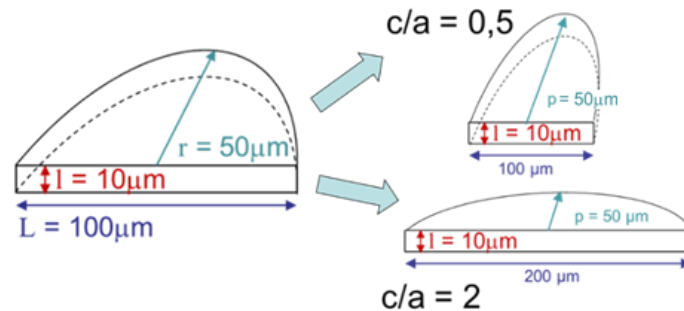


Figure D-34 : Géométrie des anomalies FIB souhaitées

Les chargements sélectionnés sont : $[R = 0,05 ; \sigma_{\max} = 1,75Re]$; $[R = -1 ; \sigma_{\max} = 1,75Re]$ et $[R = 0,05 ; \sigma_{\max} = Re]$, comme on peut le voir sur le Tableau D-3. Le chargement $[R = -1 ; \sigma_{\max} = Re]$ n'a pas été retenu car, d'après la campagne précédente, les résultats seraient redondants avec le cas $[R = 0,05 ; \sigma_{\max} = Re]$. On a donc choisi le cas conduisant à la plus grande durée de vie. Ce choix est motivé par deux raisons. La première est de faciliter la filtration du signal ; plus de points permettent une filtration du signal de la différence de potentiel plus fine. La seconde est d'avoir des conditions de sollicitation plus réalistes vis-à-vis de celles d'un disque de turbine qui voit, lors d'un fonctionnement normal, uniquement des sollicitations en traction hors dents de disque.

	T(°C)	Lot	Nom	Entaille	Type anomalie	Prof. Ano. [µm]	l en surface [µm]	contrainte max	R	durée de vie	Fissure principale
campagne 4	450	Lambourg	ATD3	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,03 Re	0,05	159,8	NON Rompu
	450	Lambourg	ATD2	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,74 Re	-1	2,0	N/A
	450	Lambourg	ATD1	OUI	FIB semi-elliptique	38	65	1,74 Re	0,05	31,4	N/A
	450	Lambourg	ATD5	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,74 Re	-1	2,6	N/A
	450	Lambourg	ATD4	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,74 Re	0,05	18,0	N/A
	450	Lambourg	ATD6	OUI	FIB semi-elliptique	68	190	1,03 Re	0,05	51,7	N/A

Tableau D-3 : Matrice d'essais réalisés avec des anomalies FIB semi-elliptiques

Toutefois, les tests de gravure ont été effectués en réalisant plusieurs anomalies avec des paramètres d'usinage différents (cf. Figure D-35a). Les dimensions de chacune de ces anomalies ont été mesurées directement au microscope dual-beam après usinage FIB (cf. Figure D-35b) puis au Imager Vario Z2 de la marque ZEISS (microscope optique à mesure focale, cf. Figure D-35c). Les profondeurs mesurables dans le dual-beam sont limitées à 38 µm pour des ouvertures de 50 µm du fait de l'inclinaison de l'échantillon. Au-delà, seules les mesures au Zeiss sont possibles.

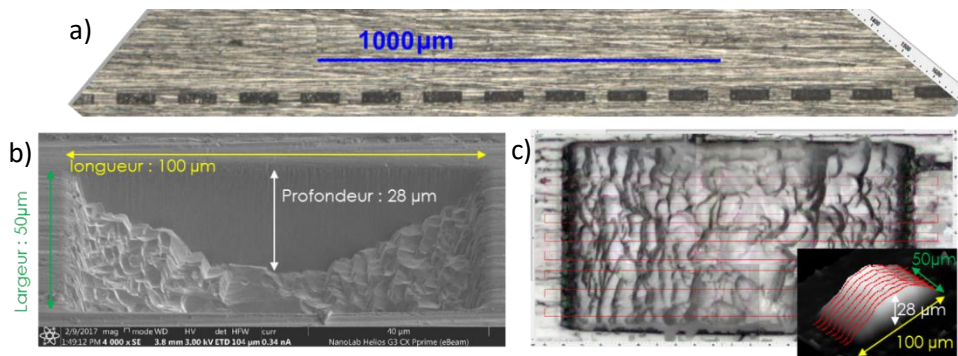


Figure D-35 : a) Photographies des différents tests de gravure, des mesures réalisées b) au dual-beam et c) au microscope optique à mesure focale

Cependant, en réalisant des mesures sur des anomalies de 50 μm de rayon, on a établi des paramètres de gravure du FIB pour l'Inconel 718DA sans tenir compte du fait que les murs latéraux de l'anomalie sont en réalité inclinés. Ainsi, les anomalies illustrées en Figure D-34 possèdent certes la longueur en surface souhaitée mais une profondeur mal maîtrisée. Les anomalies réalisées, comme on peut le voir sur les faciès de rupture présentés sur la Figure D-36, ont une profondeur de 68 et 28 μm , au lieu de la valeur cible de 50 μm . Ainsi, au lieu des facteurs de forme initiaux de 2 et 0,5, les anomalies initiales réalisées ont des facteurs de forme de 1,4 et 0,82.

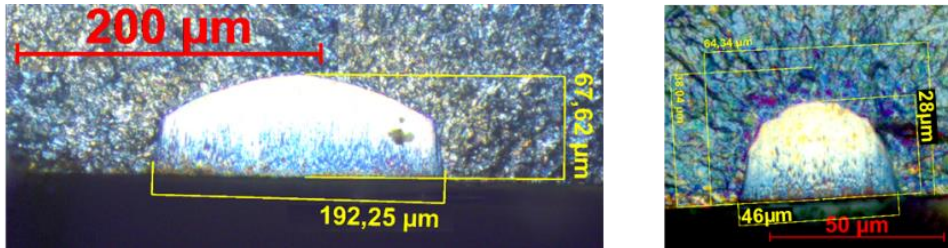


Figure D-36 : Anomalies de type FIB ayant un facteur de forme différent de 1 mesurées sur les faciès de rupture

La faible profondeur des anomalies de 28 μm a eu pour conséquence un amorçage sous les fils de potentiel pour des conditions de sollicitation à $[R = -1 ; \sigma_{\text{max}} = 1,75\text{Re}]$, tandis que pour l'essai à $[R = 0,05 ; \sigma_{\text{max}} = \text{Re}]$ aucun amorçage au sens du potentiel n'a été détecté après 200 000 cycles. Seul l'essai à $[R = 0,05 ; \sigma_{\text{max}} = 1,75\text{Re}]$ a donc été exploitable. Aucun problème n'est survenu pour les essais avec des anomalies plus grandes. On mesure alors les facteurs de forme des 4 essais réussis. La Figure D-37 présente la comparaison entre les essais conduits avec une valeur de facteur de forme initialement égale à 1 et différente de 1. L'évolution du facteur de forme tend vers les mêmes valeurs que lors des essais conduits avec des valeurs de facteur de forme initiales sont proches de 1. La Figure D-38 schématise le comportement de l'évolution du facteur de forme avec un code couleur identique.

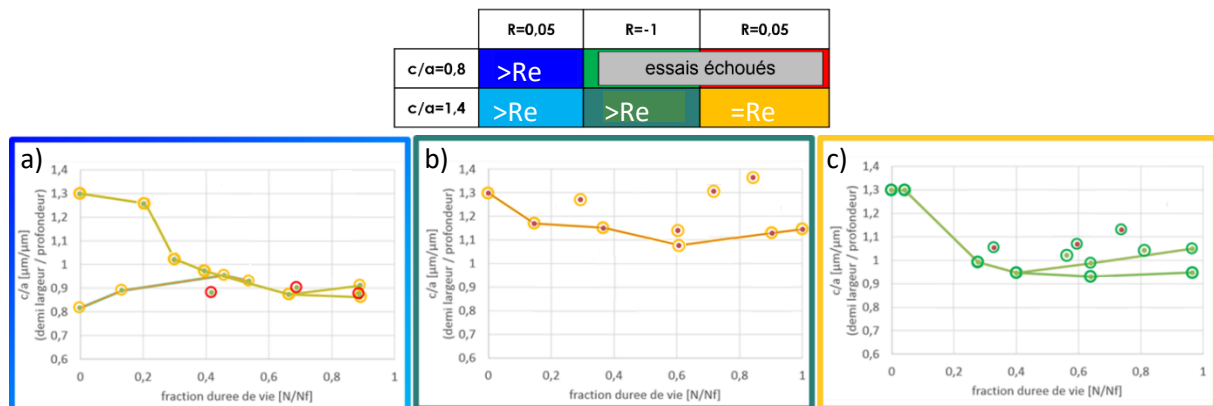


Figure D-37 : Superposition de l'évolution du facteur de forme d'anomalie FIB à c/a initiaux = 1 (points) et différent de 1 (lignes) à sollicitation équivalente a) à $[1,75\text{Re} ; R = 0,05]$, b) à $[1,75\text{Re} ; R = -1]$ et c) $[\text{Re} ; R = 0,05]$

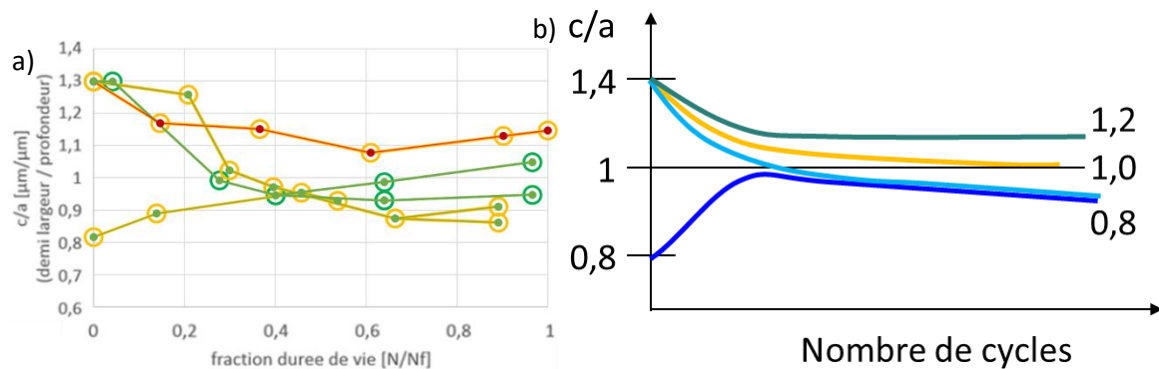


Figure D-38 : Evolution a) mesurée et b) schématique du facteur de forme en fonction du nombre de cycles pour des c/a initiaux différents

Une chose est à noter sur l'évolution du facteur de forme lorsqu'il est présenté en fonction de la profondeur comme sur la Figure D-39a. Cette évolution semble être indépendante des conditions de sollicitation jusqu'à une certaine profondeur et qu'au-delà le comportement diffère. On peut avancer comme hypothèse que, dans un premier temps, le front cherche à équilibrer ses FIC sur le front. Cependant, cet équilibre est différent en fonction des conditions de sollicitation (cf. anomalie FIB à facteur de forme égale à 1), d'où la divergence du comportement du facteur de forme passé un certain point. Il est aussi à noter que ce comportement est aussi visible dans le cas où la valeur initiale du facteur de forme est égale à 0,8. Celle-ci tend à rejoindre cette courbe maîtresse. L'ensemble de ces évolutions est schématisé sur la Figure D-39b avec la même légende couleur que précédemment.

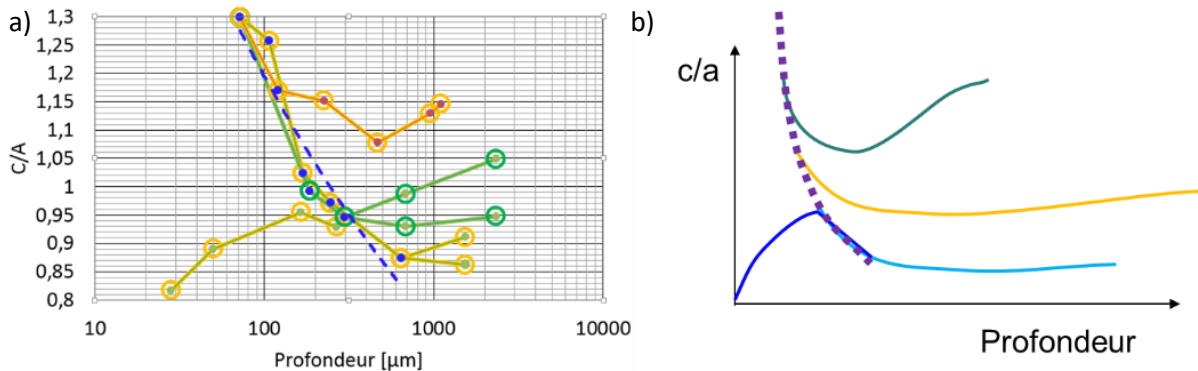


Figure D-39 : Evolution du facteur de forme en fonction de la profondeur de fissure
a) mesurée sur marquages thermiques et b) schématisée

Enfin, pour les essais à $R = 0,05$, on a régulièrement émis l'hypothèse, par la suite confirmée par l'expérience, que la relaxation de la contrainte moyenne ralentissait la propagation en surface. Ce phénomène est d'autant plus marqué que l'éprouvette est soumise à de fortes contraintes. Cet effet est mis en évidence lorsque l'on regarde la morphologie des faciès et pas seulement le facteur de forme. On remarque que toutes les fissures des essais à $R = 0,05$ subissent un ralentissement en surface. La zone la plus large de la fissure est rarement en surface et si c'est le cas, le front est perpendiculaire à la surface (cf. Schématisations de la Figure D-40). L'inverse est observable sur les essais à $R = -1$ où la largeur mesurable la plus importante de la fissure est toujours en surface. Ces observations ont été vérifiées sur tous les essais réalisés avec des anomalies types FIB.

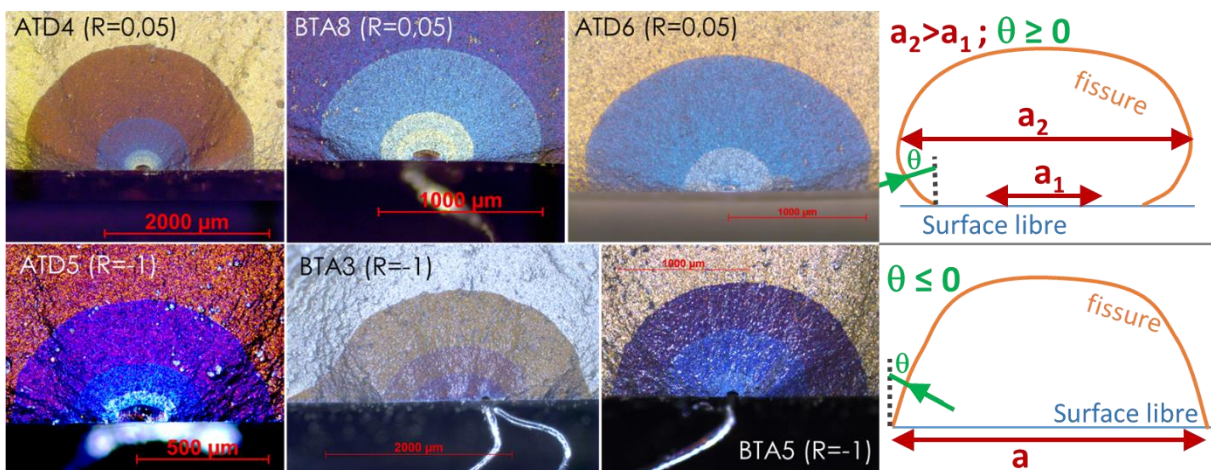


Figure D-40 : Exemple de marquages thermiques de fronts de fissure amorcées à partir d'anomalies FIB lors d'essais effectués à $R = 0,05$ (en haut) et $R = -1$ (en bas) ainsi que leurs schématisations respectives

D.2.2.e. Calcul de facteurs d'intensités de contraintes en entaille

Dans la partie avec les anomalies EDM, il n'y avait pas de gradient de contrainte. Le calcul des FIC pouvait être établi à l'aide des formules de Newman et Raju [NEWM81]. Cependant, les fissures propagent ici dans un champ de contraintes macroscopiques complexe où le formulaire de Newman et Raju ne peut plus s'appliquer. On a donc choisi d'utiliser et de comparer deux méthodes. La première est une solution exacte obtenue par Hand pour des fissures semi-circulaires (c'est-à-dire des facteurs de forme égaux à 1) [HAND92]. Le seconde, établie par Wang et Lambert, utilise les fonctions de poids du champ de contraintes pour la détermination des FIC de fissures semi-elliptiques [WANG95, WANG97]. Ces deux méthodes sont présentées en annexe 2 et les résultats sont présentés dans la Figure D-41. On peut alors comparer les vitesses de propagation sur éprouvettes lisses et entaillées. On remarque qu'il y a moins d'écart entre les essais à $R = -1$ et $R = 0,05$ pour les essais avec entaille, mais que les tendances sont dépendantes de la contrainte, ce qui n'était pas le cas pour les propagations des éprouvettes lisses.

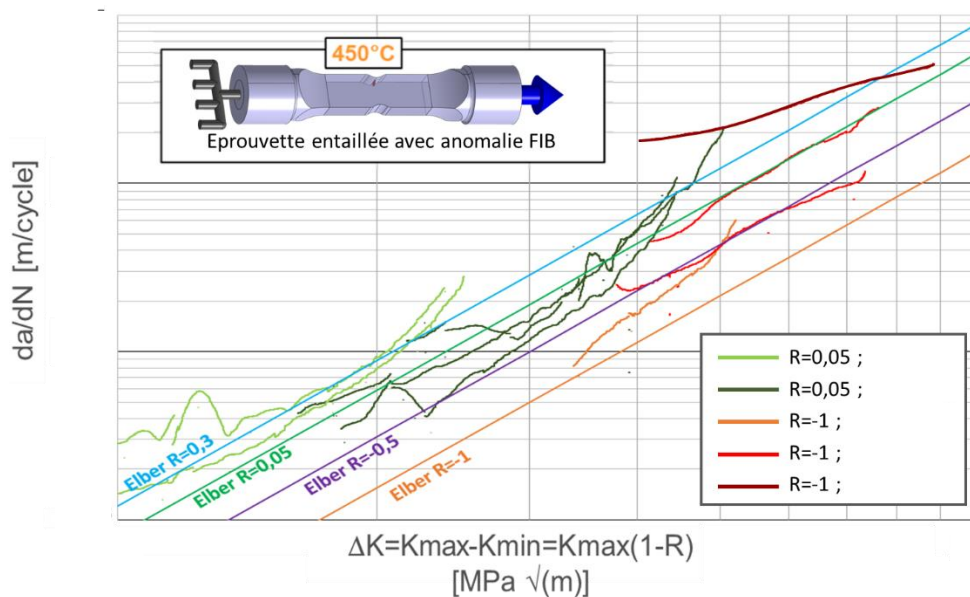


Figure D-41 : Courbes de propagation des essais sur éprouvettes entaillées avec anomalies FIB à 450°C ; comparées aux courbes de propagation établies avec les essais EDM

D.2.3. Campagne avec anomalies de type « fissureuses » en entaille : influence de la géométrie d'anomalie de surface en entaille

D.2.3.a. Description de l'étude

L'influence de la relaxation de la contrainte moyenne sur le facteur de forme étant désormais établie, cette partie est dédiée à l'analyse de l'effet de la géométrie de l'anomalie de surface mais en l'absence de contraintes résiduelles. En effet, Doremus et Gourdin ont réalisé des anomalies de surface dont le mode d'introduction génère des contraintes résiduelles, puis les ont relaxées à l'aide de traitements thermiques sur respectivement de l'Inconel 718DA et du René 65 [DORE14, GOUR15]. Par exemple, Doremus a effectué un maintien à 980°C pendant 4h sous vide suivi d'une trempe à l'eau. Cette température de 980°C, inférieure au solvus de la phase γ permet de limiter la croissance des grains mais est supérieure au solvus de la phase γ'' . Il est donc nécessaire de répéter le traitement Direct Aged afin de faire précipiter les particules γ'' . Cependant, ce traitement thermique de relaxation a comme effet de modifier la structure granulaire de l'alliage, notamment en doublant la taille des grains. Ainsi, afin de pouvoir comparer la propagation de fissures, avec et sans contraintes résiduelles, ce même traitement a également été réalisé avant l'introduction des anomalies. Doremus et Gourdin ont donc observé l'influence des anomalies avec et sans contraintes résiduelles sur un alliage ayant la même composition chimique que l'alliage initial mais non identique d'un point de vue microstructural.

Afin d'étudier l'influence de la géométrie d'une anomalie de surface sans contrainte résiduelle, et sans avoir recours à des traitements thermiques susceptibles de modifier la microstructure, il est nécessaire d'usiner une anomalie de surface en limitant autant que faire se peut la génération de contraintes résiduelles. Pour cela, deux méthodes ont été envisagées.

La première, non sélectionnée, aurait consisté à usiner l'anomalie à l'aide d'un FIB. Toutefois, la durée de l'usinage FIB est proportionnelle au volume à usiner. Le volume des anomalies semi-cylindriques (10 μm d'ouverture, 100 μm de profondeur, 200 μm en surface) était au maximum de $2 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$ et leur temps d'usinage était de 3 minutes à la puissance maximale du FIB. Le volume d'un choc de 3 mm, de 100 μm de profondeur et de 200 μm d'ouverture en surface est de $3 \times 10^{-2} \text{ mm}^3$. Il faudrait donc plus de deux jours d'usinage. Cette durée est difficilement envisageable compte tenu du fait que le faisceau du FIB ne reste stable qu'un certain laps de temps, variable, qui est de l'ordre de la demi-journée.

La méthode d'introduction choisie, pour laquelle un prototype a été conçu par Doremus, est l'usinage de défaut par polissage [DORE14]. La méthode d'introduction de ces anomalies est développée dans la première partie de ce manuscrit. Ce type d'anomalies a été testé à 550°C. En effet, ces essais ont été chronologiquement les premiers réalisés dans le cadre de cette étude. Cette température avait initialement été choisie afin de borner le domaine d'utilisation visible par le disque de turbine ainsi qu'être comparable aux essais réalisés par Doremus dans sa thèse [DORE14]. Cependant, cette problématique a par la suite évolué. En effet, un disque passe peu de temps de son fonctionnement à des températures aussi élevées. On a donc choisi d'étudier le comportement en fissuration à la température moyenne vue par le disque en régime nominal. C'est pourquoi la température d'essai a été abaissée pour tous les autres essais à la température visible par le disque en croisière, c'est-à-dire 450°C.

L'objectif principal de ces essais est de comprendre l'évolution du front de fissure issue d'une anomalie de surface proche de celle d'un choc en l'absence de contrainte résiduelle. Pour cela, on a choisi d'introduire deux anomalies, une par entaille (cf. Figure D-42). Cependant, l'introduction de deux anomalies rend les données de vitesses de fissuration inexploitable. En effet, lorsque les deux fissures propagent en même temps et en vis-à-vis, le ligament est plus petit qu'avec une fissure unique. Ainsi,

la contrainte vue par la fissure est plus importante que pour une seule fissure. Cependant, on suppose que la morphologie de la fissure n'est pas affectée malgré une vitesse plus élevée.

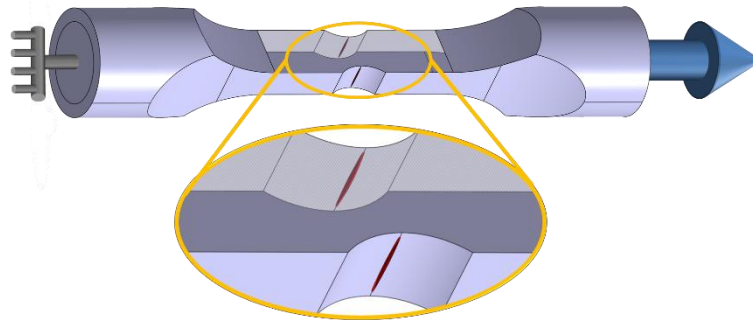


Figure D-42 : Schématisation 3D des éprouvettes de section $3,5 \times 8,3 \text{ mm}^2$ contenant des anomalies de type « fissureuses »

Cette étude a été réalisée sur un lot matière différent des autres essais. Trois niveaux de contraintes à un rapport de charge $R = 0,05$ ont été testés : $1Re$, $1,6Re$ et $1,8Re$. Ils correspondent à un ligament purement élastique, à une plastification sur $600 \mu\text{m}$ à partir du fond d'entaille et à une plastification sur la totalité du ligament. Bien que l'on sache que la mesure de potentiel ne serait pas utilisée afin de déterminer les lois de propagation mais un suivi DCPD a quand même été effectué dans l'intention de savoir à quels moments déclencher les marquages thermiques.

D.2.3.b. Evolution géométrique du front de la fissure

Lors de cette campagne d'essais, une observation de chaque géométrie des marquages thermiques a été réalisée. Il semble que la fissure soit bloquée lorsqu'elle atteint les bords de l'anomalie de surface. Le comportement en propagation identifié à partir des marquages thermiques peut être décomposé selon quatre phases :

- Une fois que l'amorçage en fond d'anomalie très large et très peu profonde a eu lieu, un développement de la fissure en largeur se produit jusqu'à atteindre les bords de l'anomalie avec une propagation en profondeur très faible ($v_c \gg v_a$ avec v_a la vitesse de propagation dans la profondeur et v_c en surface) ;
- Un développement en profondeur jusqu'à ce que la fissure présente un facteur de forme c/a de l'ordre de 2, avec une largeur de fissure fixe et égale à la largeur de l'anomalie ($v_a \gg v_c$) ;
- Ensuite, la fissure semble s'affranchir de l'influence de l'anomalie, ce qui lui permet de croître jusqu'à atteindre les bords libres de l'éprouvette ($v_a \approx v_c$) ;
- La fissure tend vers un front droit ;

Ces phases de propagation sont schématisées sur la Figure D-43.

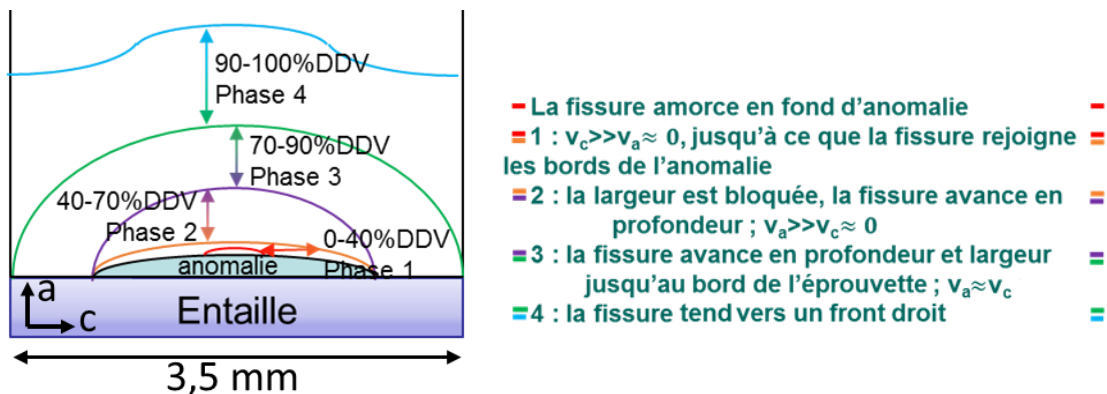


Figure D-43 : Schématisation des différentes phases de la propagation d'une fissure s'amorçant au fond d'une anomalie semi-elliptique de type « fissureuse »

Chaque marquage thermique a été relié à une des quatre phases présentées sur la Figure D-43. Pour chacun de ces marquages, le nombre de cycle N est connu. Afin de comparer les différents essais, et compte tenu des grandes différences sur les durées de vie entre les cas de chargement, il a été choisi de normer le cycle N durant lequel le marquage est effectué par le cycle à rupture N_f de l'essai. Les fissures étant parfois asymétriques, il arrive que les deux moitiés d'une même fissure ne soient pas dans les mêmes phases de propagation. Si un marquage de fissure est entre deux phases alors celui-ci est situé entre les deux positions sur la Figure D-44.

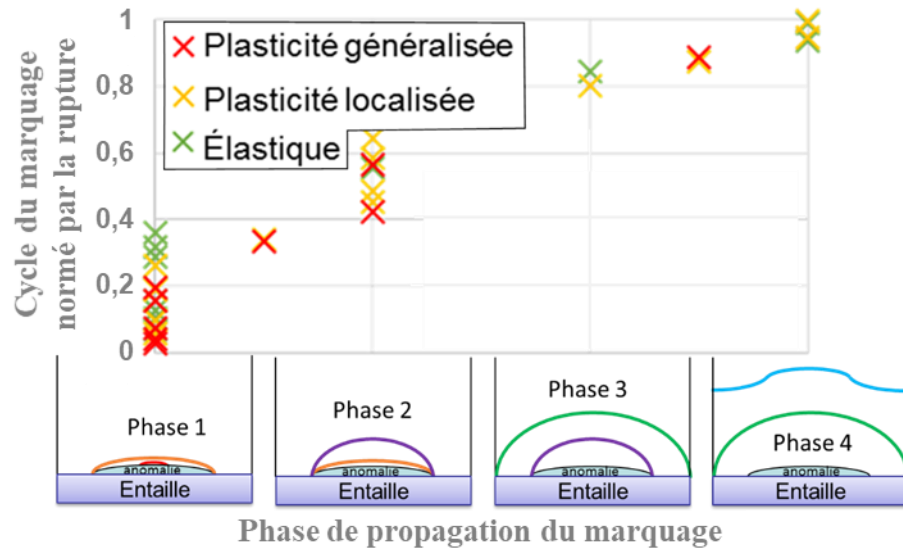


Figure D-44 : Durée de vie normée par le nombre de cycles à rupture en fonction de la phase de propagation observée sur les marquages thermiques

La fraction de durée de vie N/N_f associée à chaque phase semble identique ce qui implique que le niveau de sollicitation ne semble pas affecter le développement de la fissure. Bien que l'anomalie introduite possède de très faible concentrateur de contraintes à ses extrémités, celle-ci semble posséder une forte influence sur la propagation. En effet, en surface, la concentration de contraintes est de l'ordre de 2, contre 5 pour les autres anomalies (cf. Figure D-45). La fissure est retenue par l'anomalie de surface sur 60 à 80% de la durée de vie dont 30% de la durée de vie épinglée aux extrémités. Cette influence est aussi visible sur le développement du rapport c/a de la fissure. L'évolution du rapport c/a en fonction de la profondeur est présentée sur la Figure D-46a. Un coefficient de corrélation est obtenu alors pour chacune des courbes. Cependant, si la profondeur est adimensionnée par la largeur de l'anomalie, comme présentée sur la Figure D-46b, le coefficient de corrélation est soit identique soit meilleur. Le facteur de forme de la fissure est influencé par la géométrie de l'anomalie de surface.

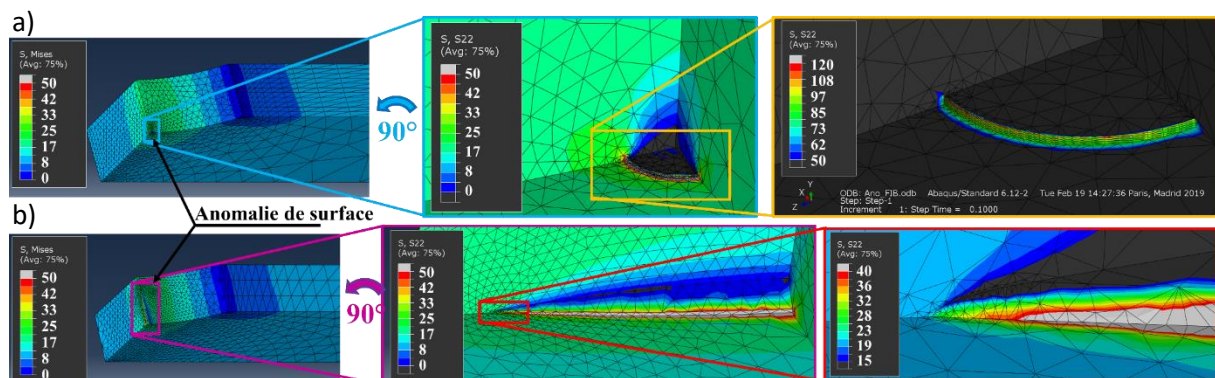


Figure D-45 : Simulation par éléments finis du champ de contraintes en surface aux alentours d'une anomalie de type a) FIB et b) fissureuse soumis à un chargement axial de 10 MPa

De plus, le comportement du rapport c/a diffère en fonction du chargement. Lorsqu'il y a plastification, même localisée, le rapport c/a est plus élevé que dans le cas élastique et évolue plus rapidement pour converger vers une même valeur de c/a de l'ordre de 1,7 pour une fissure de 1 mm de profondeur (ou un rapport profondeur/demi largeur anomalie de 0,8).

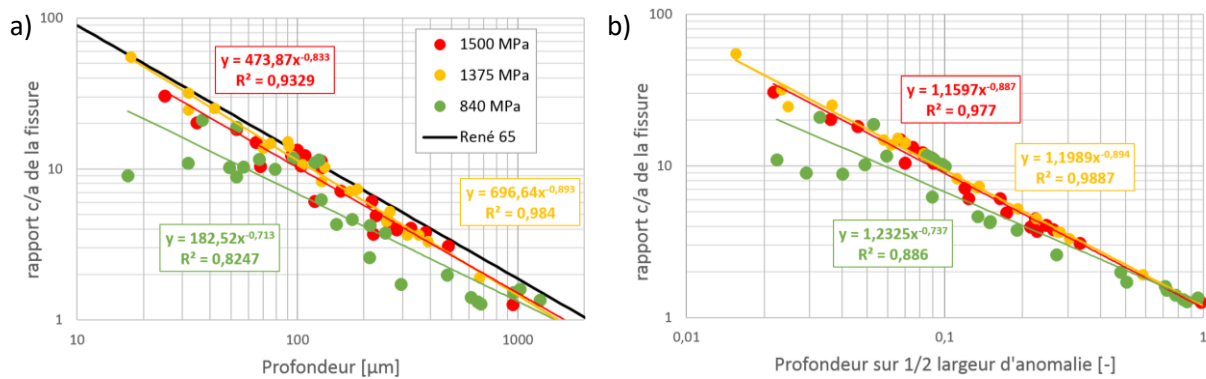


Figure D-46 : a) Evolution du rapport c/a en fonction de la profondeur et
b) en fonction du rapport profondeur de fissure sur la demi-largeur de l'anomalie

Sur la Figure D-46a, on peut observer l'évolution du rapport c/a comparée à celle, en noir, du facteur de forme sans concentrateur de contraintes pour le superalliage à base nickel René 65 observée par Gourdin [GOU15]. On note que le facteur de forme c/a évolue de façon très similaire. La différence pourrait être attribuée à la nature du matériau, à la présence de concentrateur de contraintes voire à la différence de chargement. Cette comparaison reste donc purement qualitative. En conclusion, l'analyse des résultats actuels montre que les fissures semblent influencées par la morphologie de l'anomalie de surface bien plus que par l'entaille.

D.2.4. Campagne avec anomalies de surface de type choc : influence des contraintes résiduelles

A ce point, les campagnes évoquées précédemment ont permis d'établir une loi de propagation de type Paris avec correction d'Elber sur le domaine $R = [-1 ; 0,3]$, de mettre en évidence l'influence du rapport de charge sur l'évolution du facteur de forme ainsi que de la géométrie des anomalies de surface. On peut alors aborder le cœur du sujet, à savoir les effets combinés des différents facteurs affectant la tenue en fatigue, c'est-à-dire le gradient de contraintes, la géométrie de l'anomalie de surface, ainsi que les contraintes résiduelles de compression. Pour examiner le dernier point, les anomalies introduites au fond des entailles sont générées par la chute contrôlée d'un objet. Elles sont caractérisées par une profondeur de 100 μm et un rayon en fond d'anomalie de l'ordre de 30 μm . Les autres détails, tel que l'influence de l'introduction de l'anomalie sur la microstructure et le champ de contraintes résiduelles ont été présentés dans le premier chapitre.

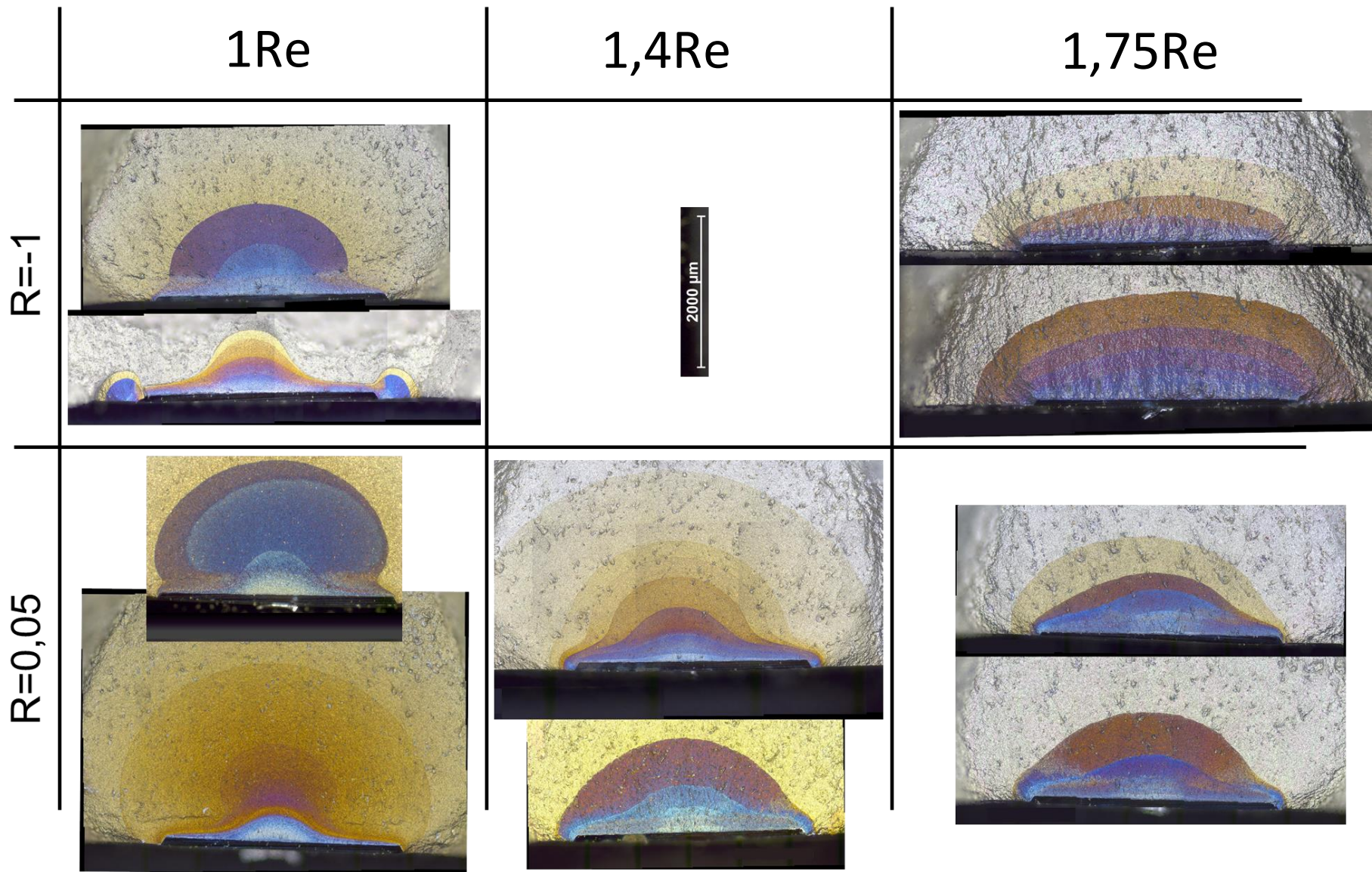


Figure D-47 : Comparatif des morphologies de fissures issues de choc de 3 mm en surface en entaille et mises à la même échelle

D.2.4.a. Choc en entaille

Dans cette partie on a vu l'influence de ces anomalies sur la propagation des fissures, notamment leurs formes singulières. En effet, comme on peut l'observer sur la Figure D-47, les essais réalisés avec une forte plasticité ($1,75Re$ de contrainte en fond d'entaille) et à $R = -1$ conduisent à des comportements similaires à des anomalies de type fissureuses. Les fissures sont « prisonnières » de l'anomalie durant les premiers stades de propagation, comme épinglées aux bords de l'anomalie. Par la suite, celles-ci se libèrent et propagent de manière parfaitement semi-elliptique. Il convient de souligner que c'est la seule configuration où la fissure est semi-elliptique.

Lorsque le rapport de charge augmente ou que la contrainte diminue, un phénomène de pincement apparaît aux alentours de $300-400 \mu\text{m}$ de profondeur. A $R = 0,05$, ce phénomène apparaît légèrement sur l'essai à $S = 1,75Re$ et devient de plus en plus important au fur et à mesure que la contrainte diminue.

Le post traitement du potentiel a été utilisé pour dépouiller ces essais et obtenir la vitesse d'avancée de la fissure (cf. Figure D-48). Cependant, au vu des morphologies de fissure, il est important de repréciser que le dépouillement est réalisé sur l'hypothèse de fissures semi-elliptiques. Cette hypothèse est réalisée aussi bien pour le dépouillement du potentiel que pour le calcul des facteurs d'intensité de contrainte. Cette hypothèse dont on discutera la validité dans la dernière partie de ce manuscrit, notamment grâce au calcul numérique par éléments finis des FIC, est donc importante.

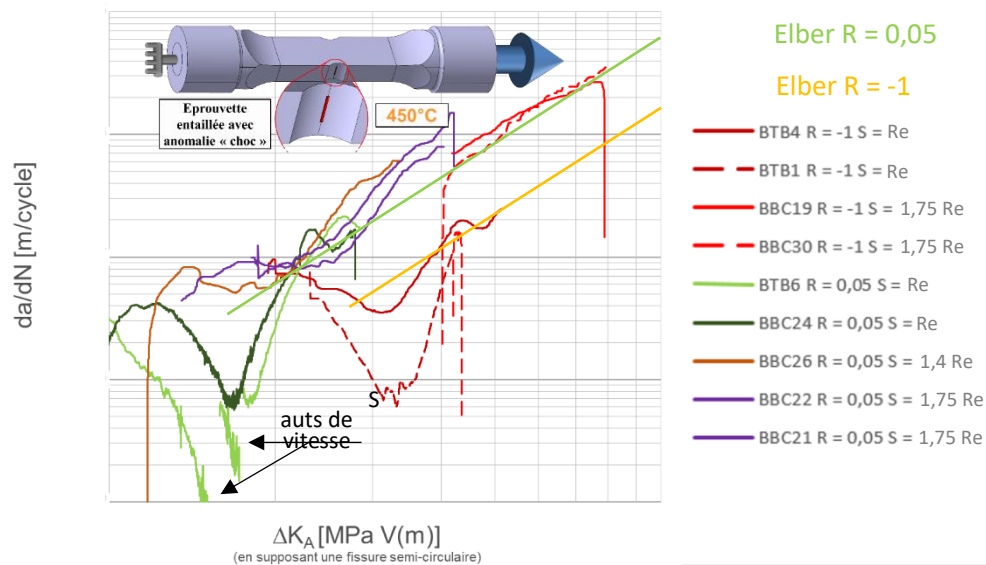


Figure D-48 : Vitesse d'avancée des fissures issues de chocs à 450°C

Les sauts visibles sur l'essai BTB6 (flèches en noirs) sont dus à une augmentation en cours d'essai de la contrainte. En effet, le suivi de potentiel indique que la fissure n'a pas avancé pendant plus de 10 000 cycles. On a alors décidé d'augmenter la contrainte successivement de 2,5% puis 5% en cours d'essai.

On observe que la plupart des essais présentent un léger ou un fort ralentissement des vitesses de fissuration dans les premiers stades de propagation suivant les conditions de sollicitation. On peut cependant observer ici que les seuls essais à posséder un comportement correspondant uniquement à un régime de Paris sur ce graphique (en log-log) sont les essais à $R = -1$ et $1,75Re$ de contrainte appliquée. Cependant, cette vitesse d'évolution est bien plus proche de la correction d'Elber pour $R = 0$ que pour $R = -1$ des essais EDM sur éprouvettes lisses.

Lorsque le chargement maximal est inférieur à la limite d'élasticité en fond d'entaille (R_e) et que le rapport de charge est de 0,05, la fissure possède à un moment au cours de la propagation une forme concave mise en évidence sur la Figure D-49.

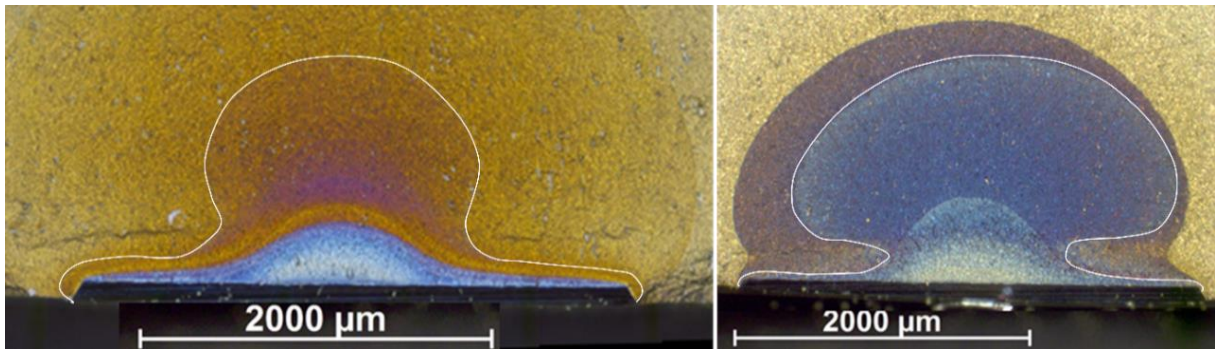


Figure D-49 : Mise en évidence des fissures présentant un pincement lors d'essais purement élastique avec entaille

Le scénario proposé qui expliquerait cette concavité est présenté sur la Figure D-50. La fissure se propage normalement mais de manière bombée au centre de l'anomalie. La fissure prend cette forme car la propagation plus loin du choc semble plus aisée. Cependant, comme la fissure s'éloigne du fond d'entaille, la contrainte diminue. La propagation de la fissure est alors arrêtée (à l'échelle de 10 000 cycles) ou est très fortement ralentie à ce stade. Dans le cas de l'arrêt de la fissure, la contrainte a été augmentée de 2,5%. Il se produit alors une sorte de ré-amorçage de la fissure par rapport à ce point (croix sur la Figure D-50). La fissure agit comme si une seconde fissure s'amorçait en interne de manière circulaire et qu'elle coalesçait avec la fissure déjà présente (en bleu sur la Figure D-50). Lorsque la fissure interne est suffisamment importante, les deux fissures coalescent entièrement (en violet). La propagation redevient alors celle d'une fissure semi-elliptique.

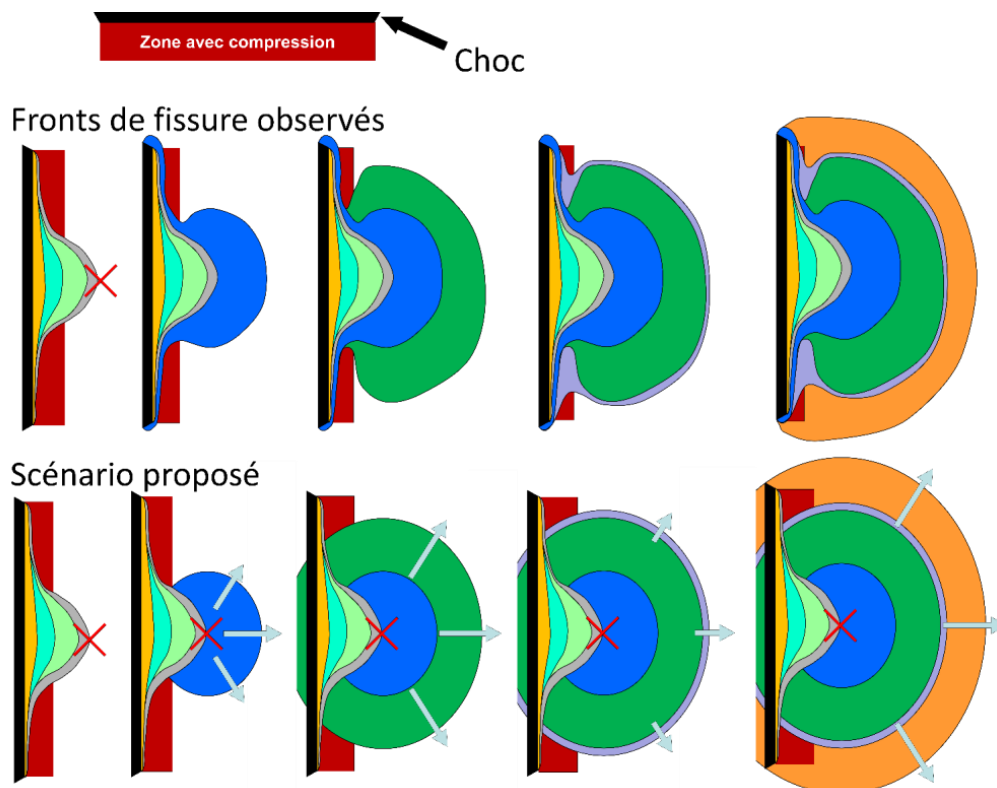


Figure D-50 : Comparaison du front observé et du scénario de propagation proposé

Toutefois, ce scénario n'a été établi que sur la base de deux essais. D'autres essais avec le même chargement ont été tentés, mais les fissures ont amorcé sur les extrémités du congé généré par le choc (cf. Figure D-51).

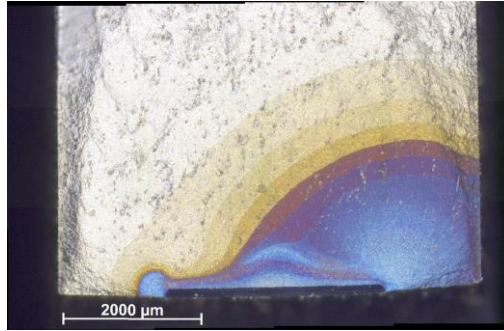


Figure D-51 : Amorçage et propagation d'un choc à son extrémité du choc

Les fronts de fissure où seul un pincement est visible, mais sans concavité correspondraient au même scénario mais avec la fissure qui parviendrait hors de la zone purement centrale grâce à une valeur de ΔK plus importante (augmentation de la contrainte ou diminution du rapport de charge lors de ces essais). La partie de la fissure proche de la surface, dans la zone de contraintes résiduelles, parviendrait à poursuivre sa propagation. Cette avancée permet d'éviter le phénomène de fissure en forme de champignon. (cf. Figure D-52)

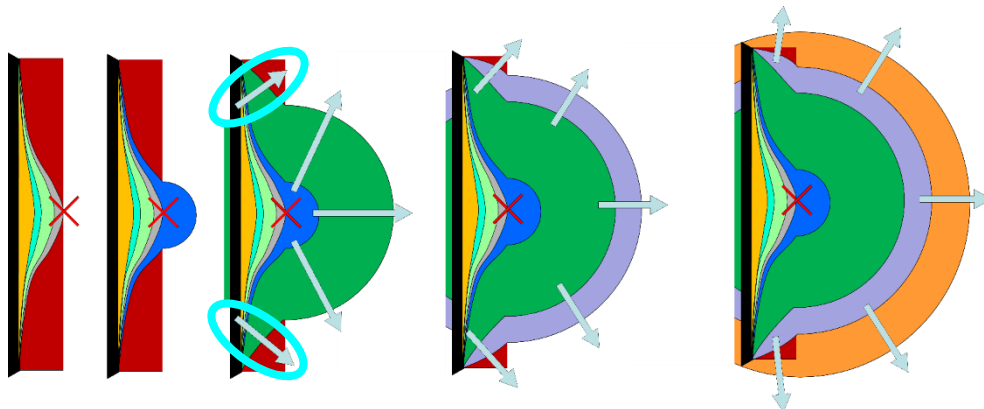
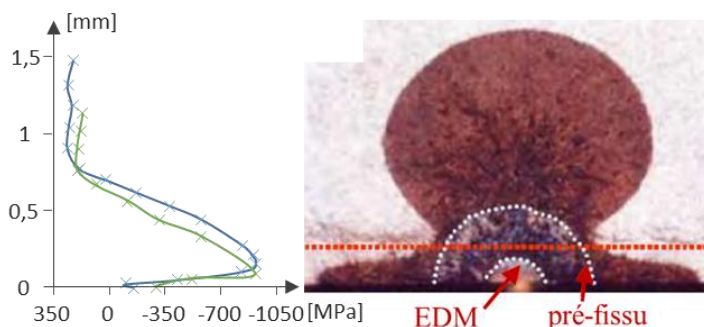


Figure D-52 : Scénario de propagation lorsque la fissure arrive aussi à légèrement propager hors de la zone centrale

Dans ces scénarios, l'influence des contraintes résiduelles de compression est très importante. Ces conclusions sont par ailleurs corroborées par les travaux de Prevéy et al. [PREV00]. Dans ces derniers, un marquage de fissure présente une morphologie aussi particulière que celles présentées dans cette étude (cf. Figure D-53). Il s'agit d'un essai avec défaut EDM semi-sphérique ayant entraîné une fissure semi-circulaire. Un galetage a ensuite été réalisé en surface. Des mesures de diffraction aux rayons X indiquent que ce galetage a créé un champ de contraintes résiduelles dont l'intensité maximale est située au niveau de la ligne rouge de la Figure D-53. L'essai a alors été relancé. Dans ces conditions, on observe sur le faciès de rupture une fissure avec une forme de champignon similaire à celles observées ici, avec un pincement au niveau de la zone d'intensité maximale des contraintes résiduelles.



Procédure :

- Défaut EDM
- Pré-fissuration
- Introduction de déformation plastique homogène à l'aide d'un rouleau en surface

Figure D-53 : Morphologie de fissure induite par l'introduction, en cours de propagation, de contraintes résiduelles [PREV00]

Comme dit précédemment, le pincement se produit à environ 300-400 μm de profondeur. Comme on peut le voir sur la Figure D-54, il s'agit aussi du lieu où se produisent les plus forts ralentissements. Des ralentissements plus faibles apparaissent aussi pour des fissures de plus petites dimensions, mais pour des niveaux de contrainte appliquée plus élevés.

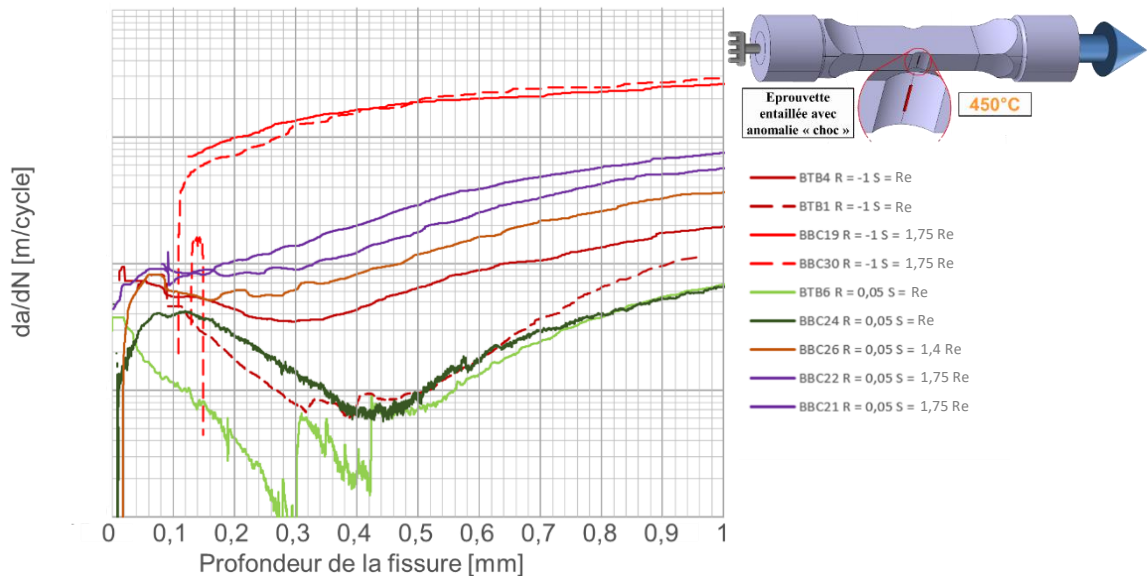


Figure D-54 : Vitesse de propagation des fissures en fonction de la profondeur de la fissure (0 = fond de l'anomalie) à 450°C

D.2.4.b. Chocs sur éprouvettes lisses

Cependant, ce type de propagation avec pincement ou forme concave, obtenu dans le cas des essais [Re ; R = 0,05], n'a pas été observé sur des essais effectués sur éprouvettes lisses contenant des anomalies de type choc dans les études de Doremus et de Gourdin [DORE14, GOUR15], comme on peut le voir sur la Figure D-55 a b & c. Le seul cas qui arbore des fissures avec des morphologies similaires est celui de fissures issues de rayures observées par Gourdin, mais uniquement dans les premiers stades de propagation, comme on peut le voir sur la Figure D-55d.

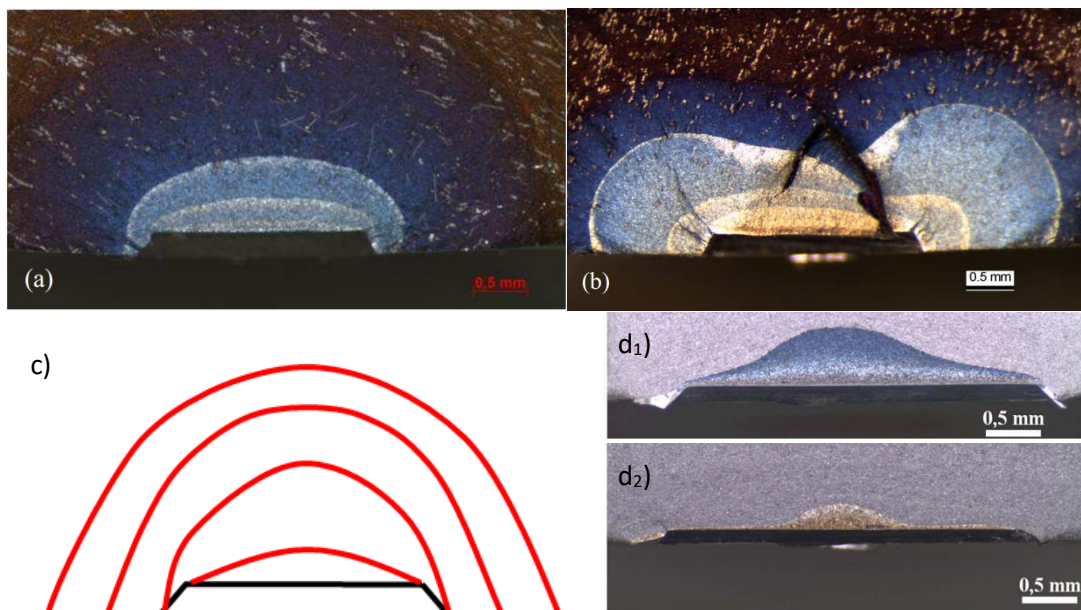


Figure D-55 : a) Choc relaxé à l'aide d'un traitement thermique [DORE14]; b) choc non relaxé [DORE14]; c) schématisation de la propagation de choc [GOUR15]; d) premiers stades de propagation de rayure à 1) 700°C et 2) 400°C [GOUR15]

Cependant, Gourdin a analysé les anomalies de type choc sur l'alliage René 65 et Doremus a introduit des chocs avec une morphologie dont le front est en U (contre des chocs en V pour mon étude et celle de Gourdin). On a donc choisi de réaliser des essais avec les mêmes chocs mais sur des éprouvettes lisses afin de vérifier l'évolution de la morphologie du front de fissure au cours de la propagation. Chaque essai a été dupliqué mais les essais à $R = -1$ ont conduit à du flambement. Les surfaces de rupture correspondantes sont présentées sur la Figure D-56. On constate bien un phénomène de pincement, bien qu'aucune fissure de forme en champignon n'ait été créée ainsi. On peut donc attribuer cette différence soit au gradient de contraintes, soit à une contrainte plus faible au niveau de la frontière de la zone de compression (à 300 μm et 400 μm ; en entaille, les contraintes descendent à 0,85Re et 0,81Re).

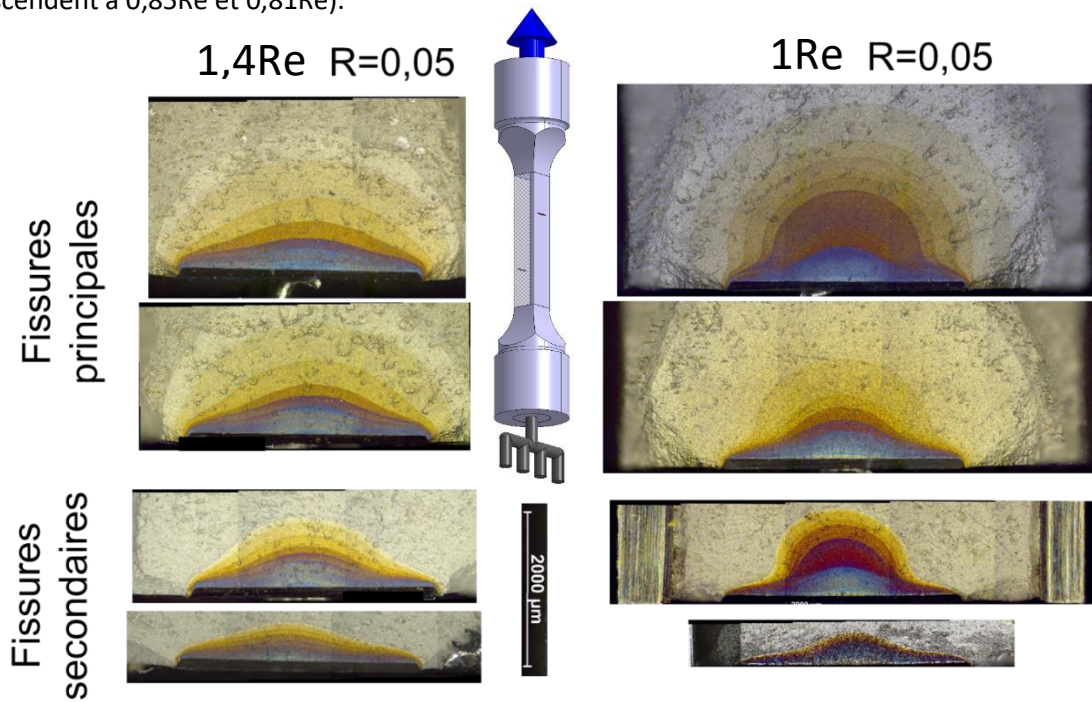


Figure D-56 : Marquages thermiques des fronts de fissures issues de chocs sur éprouvettes lisses

Cependant, les vitesses de propagation de ces fissures présentent aussi des phases de stagnation ou ralentissement, comme on peut le voir sur la Figure D-57. L'essai avec le plus fort ralentissement correspond à l'essai avec la fissure la plus convexe (marqué d'étoiles sur les Figure D-56 et Figure D-57) De plus, la vitesse de fissuration est très différente, même après cette phase, de la loi de propagation identifiée avec les essais EDM. Le paramètre m de la loi de Paris augmente d'un facteur 2 (de 2,87 à 5,75).

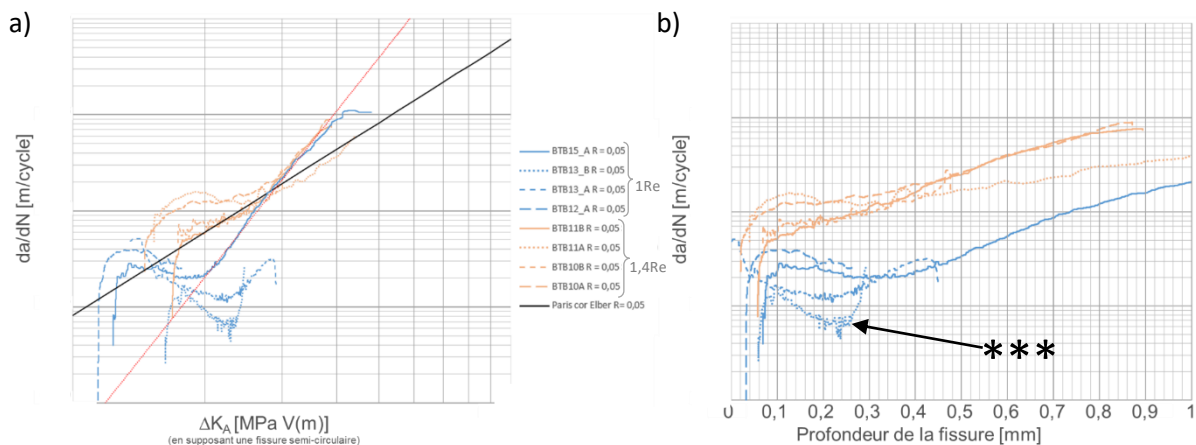


Figure D-57 : Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de a) ΔK_A et b) de la profondeur des fissures à 450°C

D.3. Durées de vie et amorçage

D.3.1. Amorçage et premiers stades de propagation

Dans cette partie, nous parlerons des phases d'amorçage des essais. Compte tenu des niveaux de chargement appliqués et des durées de vie obtenues, on est dans le régime oligocyclique. D'après la bibliographie, comme on peut le voir sur Figure D-58, on peut considérer que la phase d'amorçage est courte par rapport à la fraction de durée de vie consommée en propagation. Cependant nous allons vérifier cette hypothèse.

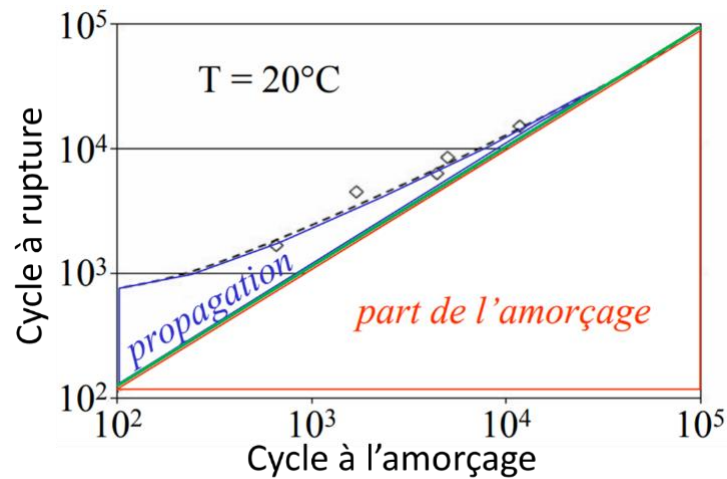


Figure D-58 : Relation entre amorçage et durée de vie d'éprouvette prélevées sur un disque en 718 [JACQ83]

Dans le reste de l'étude, seule la propagation de la fissure a été examinée. Cette partie a pour objectif de quantifier la phase d'amorçage dans les essais de fatigue réalisés. Les campagnes ont nécessité l'utilisation de quatre types d'anomalies différentes, résumé sur la Figure D-59.

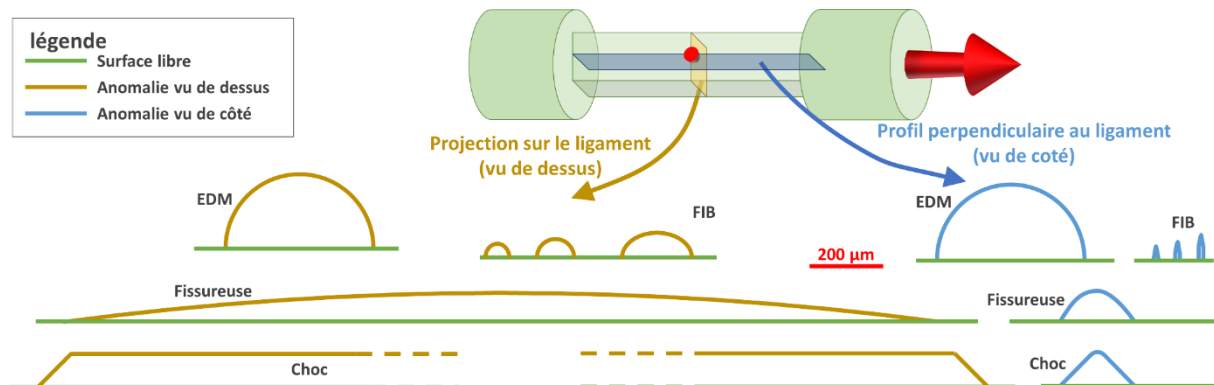


Figure D-59 : Schématisation à la même échelle des géométries des anomalies de surface utilisées

Dans la Figure D-60, on a présenté la fraction de durée de vie nécessaire pour obtenir une évolution du potentiel de 0,5% et 5% par rapport à la valeur initiale. Dans ces essais, ces augmentations du potentiel correspondent respectivement à la limite de détection d'une fissure, de l'ordre de 50 µm (cf. surfaces fissurées bleues dans la Figure D-61), ainsi que d'une progression au total de 100 µm (surfaces oranges). Ainsi, dans cette étude, lorsque l'on parle d'amorçage, il s'agit d'amorçage au sens du potentiel, c'est-à-dire le nombre de cycles nécessaires afin d'amorcer et de propager une fissure détectable.

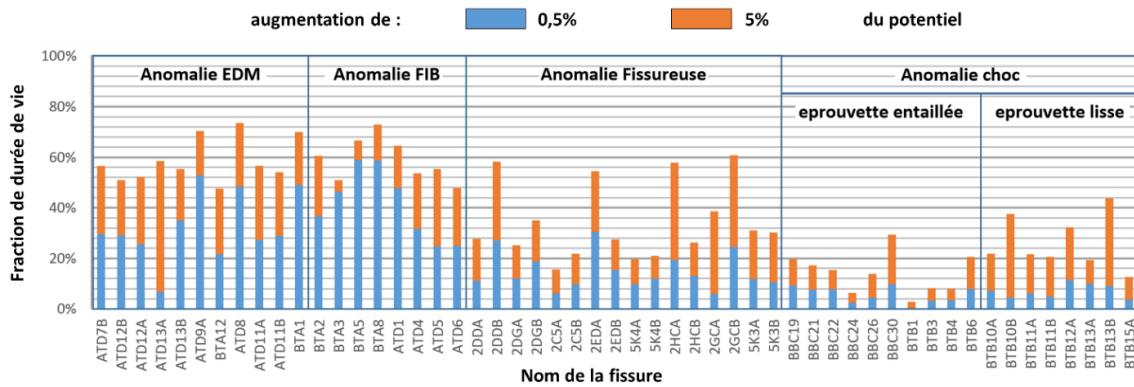


Figure D-60 : part d'amorçage dans la durée de vie totale

Des marquages thermiques ont été effectués avec une augmentation du potentiel de 0,25%. Ceux-ci n'ont fonctionné qu'environ une fois sur deux, mais marquaient des fissures de l'ordre de 20 μm . Dans la Figure D-60, on remarque l'influence de deux fissures sur un même ligament (anomalie de type « fissureuse »). Lorsqu'une fissure démarre, 4 fois sur 6, elle ralentit l'amorçage de la fissure en vis-à-vis. A l'examen de cette figure, on peut par ailleurs conclure que négliger la phase d'amorçage pour les anomalies de type choc et « fissureuse » est pertinent. En effet, l'amorçage des chocs représente moins de 15% de la durée de vie et moins de 20% d pour les anomalies « fissureuses ».

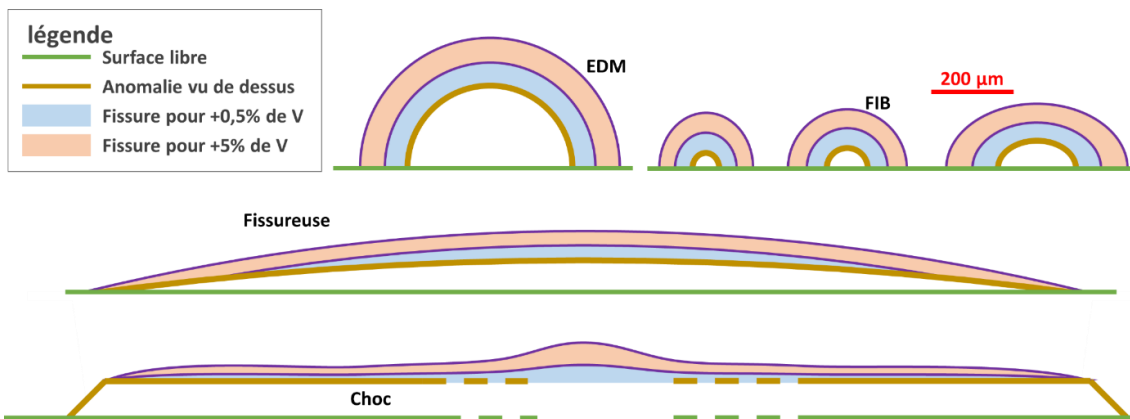


Figure D-61 : Schématisation des surfaces fissurées pour chaque anomalie de surface de l'étude afin d'obtenir une évolution de +0,5% et de +5% du potentiel

Pour les anomalies EDM et FIB, la création d'une fissure d'environ 100 μm plus profonde que la profondeur de l'anomalie représente plus de 50% de la durée de vie. Il est donc important, sur ces anomalies, si on souhaitait déduire la durée de vie, de ne pas négliger cette phase. Cependant, dans cette étude, l'objectif n'était pas d'obtenir leur durée de vie mais d'autres informations relatives à la propagation, tel que la vitesse ou morphologie par exemple. Néanmoins la majorité de la durée de vie de ces anomalies est consommé lorsque la fissure atteint les 100 μm . Une étude de durée de vie sur ces anomalies pourrait négliger la phase de propagation et ne prendre en compte que la phase d'amorçage. L'étude du comportement en propagation de fissures longues à partir de ces anomalies ne serait donc pas pertinente.

Un résultat surprenant est cependant à noter sur la Figure D-60 : le temps d'amorçage des anomalies EDM est, en proportion, le plus long. Cependant, il s'agit, comme on peut le voir sur la Figure D-59, des anomalies les plus profondes. Cependant, la forme géométrique de ces anomalies peut expliquer cette observation. En effet, en fonction de la profondeur et des rayons de fond d'anomalie, les anomalies « fissureuses » et « chocs » possèdent des K_t variant de 10 à 35. Le K_t d'une sphère est de l'ordre de 2,05. Ainsi, cette différence de concentration de contraintes pourrait expliquer ce « retard » à l'amorçage des anomalies EDM.

D.3.2. Durées de vie

Dans cette partie on a analysé l'influence de la contrainte, du rapport de charge ainsi que du type d'anomalie sur la durée de vie en propagation. On considère que :

$$N_{propagation} = N_{rupture} - N_{amorçage \text{ au sens du potentiel}}$$

Pour cela, la partie d'amorçage déduit précédemment (en bleu sur la Figure D-60) a été retranché à la durée de vie totale. Une analyse complète sera réalisée à 450°C avec les essais présentés dans le Tableau D-1 comportant tous les essais de notre étude. Doremus [DORE14] ainsi que Safran Aircraft Engines ont réalisé des essais sur Inconel 718DA. Ces essais sont caractérisés par des températures, des conditions de sollicitation et des profondeurs d'anomalies de surface plus variées que dans notre cas d'étude.

Pour notre étude, les champs de contraintes dans l'éprouvette ont été déterminés par analyse éléments finis en élasticité pure et en élasto-plasticité. Ainsi, comme on peut le voir sur la Figure D-62, la différence entre la contrainte maximale avec et sans prise en compte de la plasticité est de 15% pour un chargement de 1,75Re (le plus sévère) à 450°C sur une éprouvette entaillée. De plus, ces niveaux de contrainte sont obtenus sans prise en compte de la présence de l'anomalie de surface, c'est-à-dire que ces calculs ne prennent pas en compte l'influence de la géométrie, ni l'influence des contraintes résiduelles.

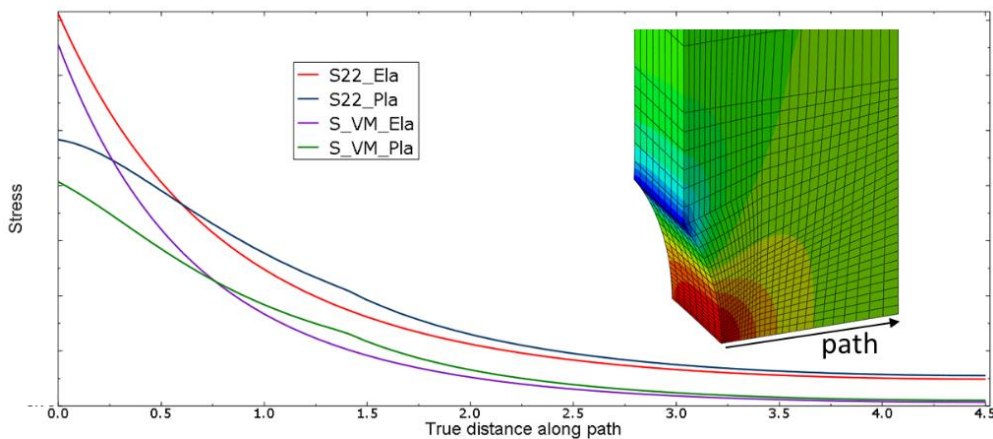
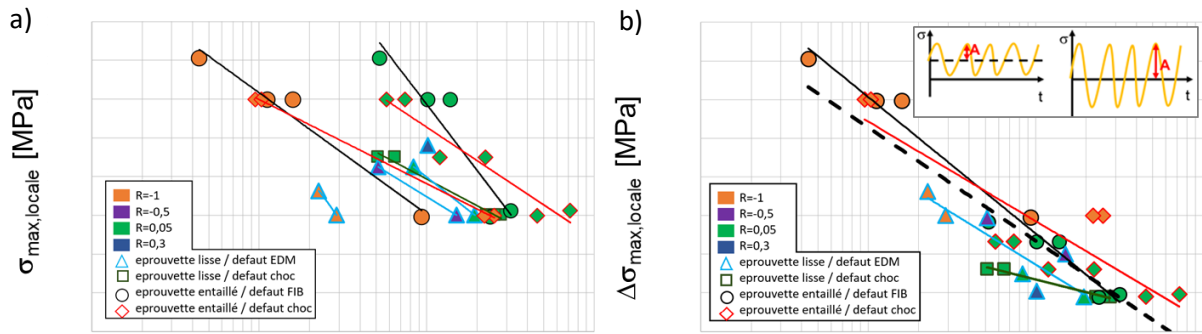


Figure D-62 : Profil de la contrainte équivalente de von Mises calculée en élasticité et en élasto-plasticité dans une éprouvette entaillée avec un chargement de 1,75Re

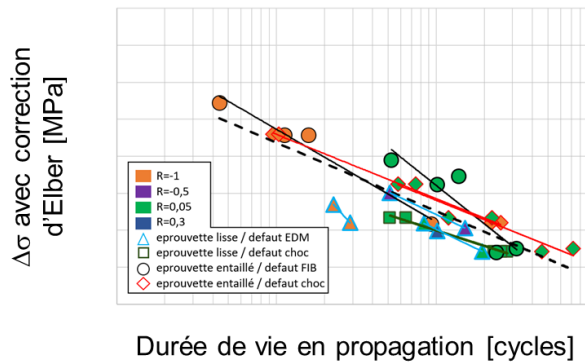
L'ensemble des résultats des essais listés dans le Tableau D-1 ont leurs courbes S-N présentées dans la Figure D-63. La Figure D-63a présente la contrainte maximale calculée par éléments finis sur l'éprouvette. C'est-à-dire la contrainte en fond d'entaille pour les éprouvettes entaillées et la contrainte dans le ligament pour les éprouvettes lisses. La Figure D-63b présente l'amplitude de cette contrainte au lieu de plus forte sollicitation, c'est-à-dire $\sigma_{\max,local} \cdot (1-R)/2$. Les rapports de charge mentionnés dans ces graphiques sont ceux qui sont appliqués globalement à l'éprouvette et non les rapports locaux en fond d'entaille.

On peut supposer, à la vue de la Figure D-63, que la durée de vie est pilotée majoritairement par l'amplitude de la contrainte et non la contrainte maximale elle-même, ce qui est contraire à ce qui est usuellement observé pour la propagation. On observera alors le résultat obtenu sur le graphique S-N afin de commenter cette hypothèse. C'est pourquoi on a aussi présenté la courbe S-N en fonction de l'amplitude de la contrainte dans la Figure D-63. On remarque alors que l'on se rapproche d'une courbe unique. Ceci permet, dans un premier temps, de déterminer un ordre de grandeur de l'amplitude de contrainte à appliquer pour une certaine durée de vie qui est de la forme $\sigma = a \cdot \ln(dv) + b$. Il s'agit de la ligne pointillée sur la Figure D-63b.



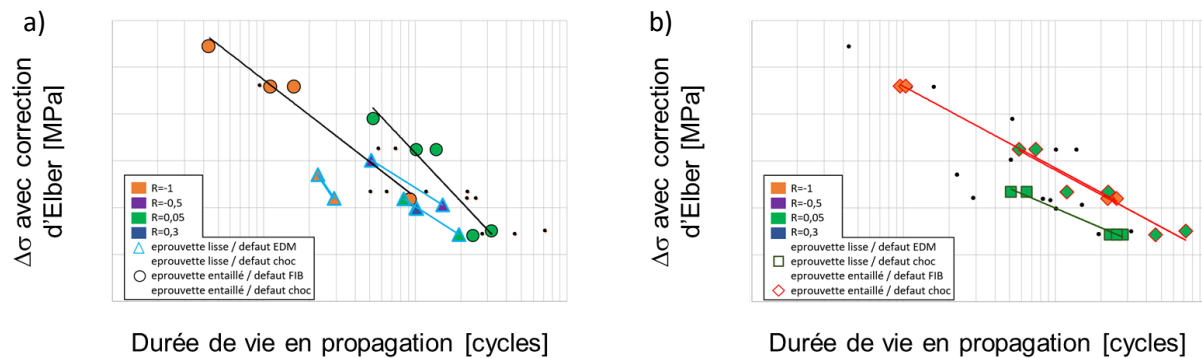
Durée de vie en propagation [cycles] Durée de vie en propagation [cycles]
 Figure D-63 : Courbe S-N des essais réalisés dans cette étude avec S qui est a) la contrainte maximale dans le ligament ou b) l'amplitude de cette contrainte maximale

A l'aide de l'analyse réalisée sur les essais avec anomalies EDM, partie 0, on peut adapter la courbe S-N établie avec l'amplitude (cf. Figure D-64), c'est-à-dire appliquer la fonction d'ouverture d'Elber afin d'ajuster la valeur de l'amplitude de la contrainte. Ainsi sur ce graphique S-N, la contrainte exprimée est proportionnelle à la contrainte effective de l'ouverture de la fissure. On observe un alignement global des valeurs et surtout un alignement des essais dont la fissure est initiée à partir d'un choc en entaille (losanges entourés de rouge).



Durée de vie en propagation [cycles]
 Figure D-64 : Courbe S-N où S représente l'amplitude de la contrainte maximale avec correction d'Elber

L'influence de l'entaille peut être discutée. Dans la Figure D-65, on compare les amplitudes avec correction, mais en discriminant la nature des anomalies. On observe alors une durée de vie plus importante des éprouvettes entaillées à même niveau de contrainte. En effet, dans une éprouvette à gradient, la fissure ne se propage pas uniquement au niveau de la plus forte sollicitation, mais surtout dans la zone en aval de l'entaille où la contrainte diminue.



Durée de vie en propagation [cycles] Durée de vie en propagation [cycles]
 Figure D-65 : Comparaison des essais lorsque les anomalies de surface a) sans et b) avec des contraintes résiduelles

D'après ce graphique, on peut en déduire qu'à niveau d'amplitude de contrainte équivalent, la présence d'une entaille est bénéfique en terme de durée de vie. Cependant, c'est sans prendre en compte la réduction de contrainte.

On va essayer de réaliser une approche corrigée par le gradient de cette amplitude de contrainte. Dans la littérature, une notion mécanique simple régissant le niveau de sollicitation est K_t , le concentrateur de contraintes normé par la contrainte à section équivalente. Cette valeur, dans le cas d'éprouvette entaillée, possède comme définition :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{S_{nom}} \quad (D.8)$$

Avec la contrainte nominale $S_{nom} = P/h \cdot d$ et les notations utilisées dans la Figure D-66

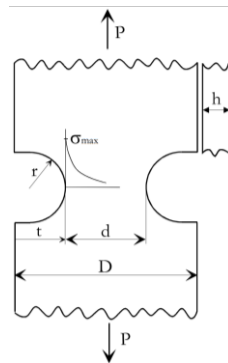


Figure D-66 : Notations utilisées sur les géométries à entailles symétriques

Cette notation permet de prendre en compte simplement l'effet d'un gradient de contraintes sur le niveau de sollicitation. On exprime alors la contrainte en fonction de $K_t \times \Delta P$ plutôt qu'en fonction de $\Delta \sigma_{max}$. Ainsi, l'aspect concentration de contraintes est corrigé par la contrainte nominale S_{nom} . Il est à noter qu'aucune correction n'est appliquée pour les éprouvettes lisses car $\sigma_{max}/S_{nom} = 1$. Comme on peut le voir sur la Figure D-67, la courbe à coefficient de corrélation d'échantillonnage de Pearson R^2 est deux fois plus proche de 1. La réduction de variance montre que la formulation de la contrainte est plus pertinente dans ce cas.

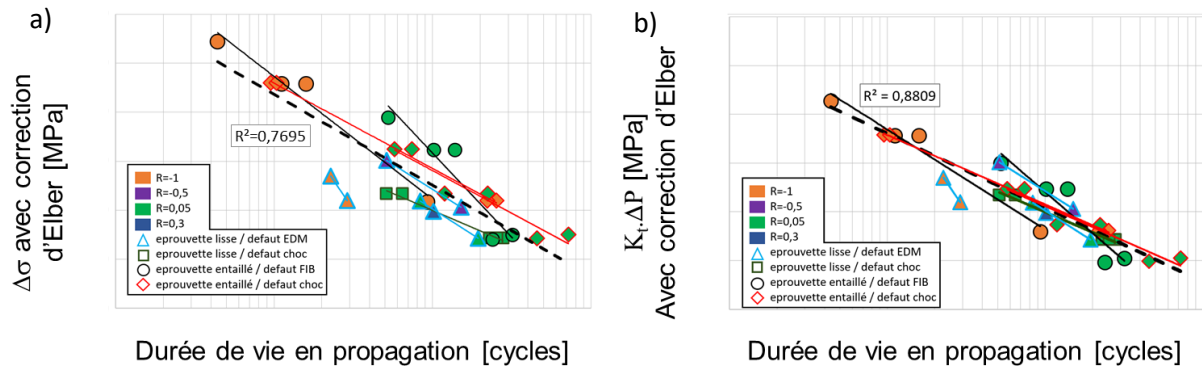


Figure D-67 : Comparaison des courbes S-N a) avec et b) sans prise en compte de l'effet de contrainte nominale

Avec cette représentation, on peut voir sur la Figure D-68 que l'entaille n'a que peu d'influence sur les courbes S-N (en comparaison à la Figure D-65), surtout lorsque l'on compare des essais avec les mêmes anomalies (Figure D-68a). On a donc réussi à unifier les résultats.

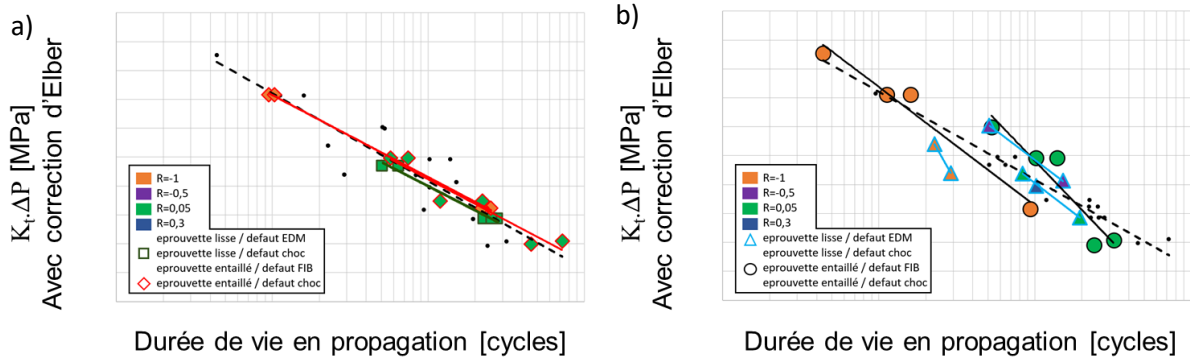


Figure D-68 : Comparaison des courbes S-N a) des chocs et b) des anomalies EDM et FIB

On peut aussi comparer les anomalies de surface dans une même configuration d'éprouvette (cf. Figure D-69). Sur la Figure D-69 a1 et b1 on constate qu'à sollicitation équivalente (rapport de charge et σ_{max}), les chocs sont bénéfiques à faible contrainte maximale (Re) mais nocifs à plus forte contrainte. On constate aussi, sur la Figure D-69 b2, que la détermination de la durée de vie en propagation est indépendante du rapport de charge, ce qui n'est pas le cas avec les anomalies FIB.

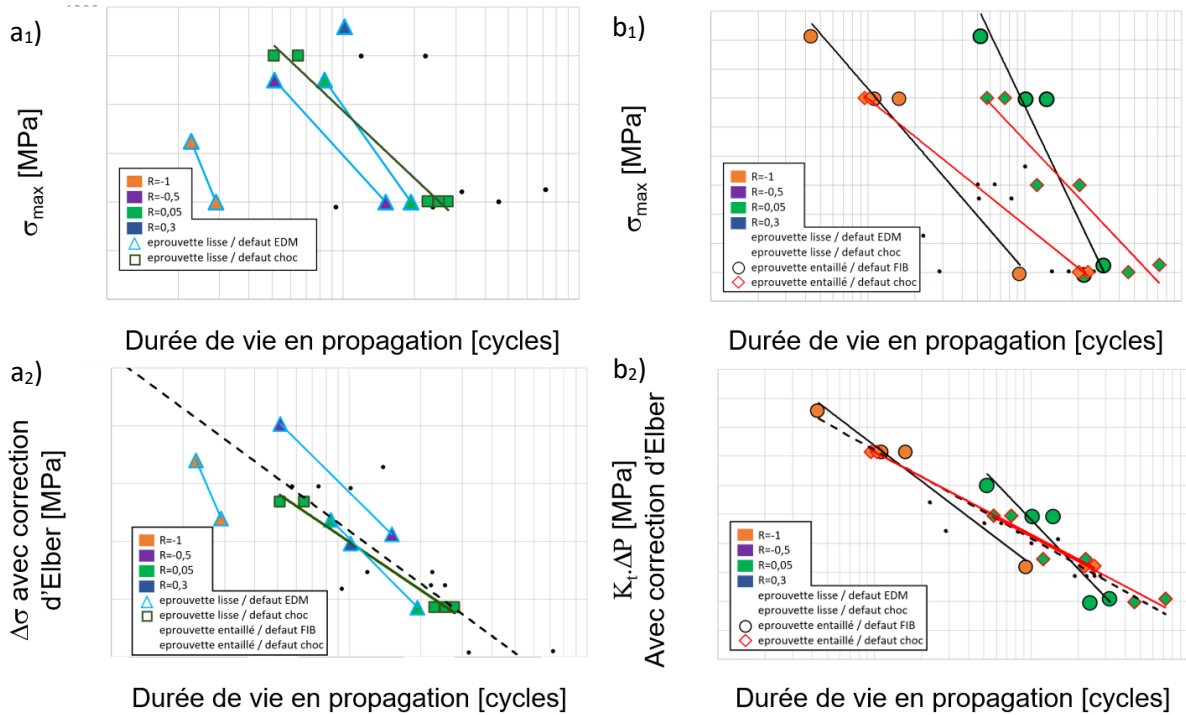


Figure D-69 : Comparaison des courbes de durée de vie en propagation a) sans et b) avec entaille en fonction de 1) de la contrainte maximale et 2) de la contrainte ajustée par la correction d'Elber et par le concentrateur de contraintes

Cependant, on aurait pu penser que la durée de vie en amorçage aurait été dépendante de la contrainte maximale ou de l'amplitude de la contrainte. Seulement, comme on peut le voir sur la Figure D-70, aucune conclusion évidente ne peut être établie avec les données actuelles.

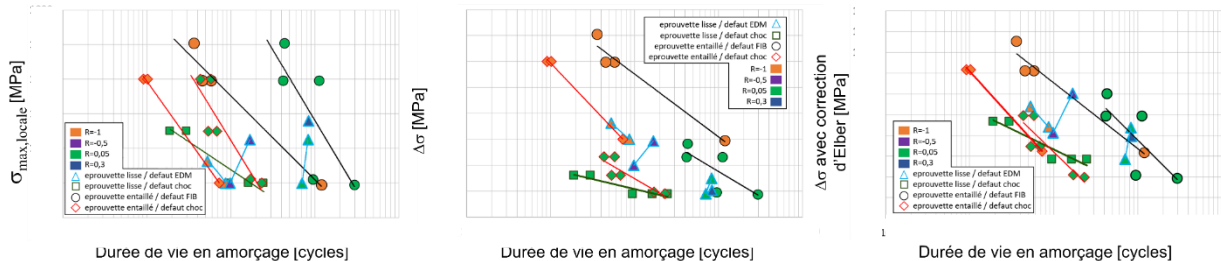


Figure D-70 : Influence de la contrainte sur la durée de vie en amorçage

D.4. Conclusions et perspectives intermédiaires

Dans cette étude, on a réalisé des essais expérimentaux dans le but de caractériser le comportement en fatigue sous gradient de contrainte d'anomalies de surface. L'analyse en terme de durée de vie a permis de quantifier l'influence du type d'anomalie, du gradient de contrainte et de la nature du chargement. La courbe S-N, exprimant la relation entre contrainte et durée de vie, peut être exprimée par un simple logarithme si la contrainte est exprimée avec le produit du K_t par l'amplitude du chargement, puis corrigée par la loi d'Elber.

L'étude de la durée de vie à l'amorçage a permis de se rendre compte que les fissures s'amorcent très rapidement dans le cas des chocs ou des anomalies « fissureuses » mais pas pour les anomalies réalisées par FIB ou par EDM. L'amorçage lent des anomalies FIB doit être dû à la faible taille de ces défauts tandis que celui des anomalies EDM doit être dû à la faible sévérité de fond d'anomalies. Deux critères d'amorçage ont été obtenus à l'aide de la mesure de potentiel. Ces critères correspondent à la détection d'une fissure de respectivement 50 μm et 125 μm . De plus, pour la totalité des essais réalisés par usinage FIB, par fissureuse ou par choc, l'amorçage des fissures est toujours parallèle à la zone au fond de l'anomalie. Dans le cas des anomalies EDM sphériques, 50% des essais ont donné lieu à un double amorçage en coin.

Cependant, dans cette étude, seules des anomalies de 100 μm de profondeur ont été étudiées. Or, cette profondeur est l'un des principaux paramètres contrôlant la durée de vie, comme l'ont montré en premier Kitagawa et Takahashi de manière générale [KITA76], puis Doremus dans le cadre de l'Inconel 718DA à une gamme de température similaire à celle considérée ici [DORE14]. Il serait donc intéressant de poursuivre cette étude avec différentes profondeurs d'anomalie, afin d'induire des cinétiques d'amorçage différentes.

L'Inconel 718DA est un alliage servant principalement à l'élaboration de disques de turbine. L'étude de cet alliage est donc souvent réalisée soit à $R = 0$ pour émuler des cycles ; soit en fluage pour émuler un fonctionnement continu au cour d'un vol (ou un mixte des deux ; notamment avec des essais de fatigue avec temps de maintien par exemple). Une étude sur éprouvette lisse contenant des défauts EDM a donc été faite afin de caractériser les vitesses d'avancée de fissure dans des conditions peu caractérisées habituellement pour cet alliage : des rapports de charge négatifs allant de $R = 0$ à $R = -1$. La loi de propagation établie par Safran Aircraft Engines a été améliorée pour prendre en compte cette gamme de chargement à 450°C.

Ensuite, à l'aide d'anomalies FIB en entaille, on a vu que la propagation est favorisée en profondeur pour un rapport de charge nul et en surface pour des rapports de charge négatifs. Néanmoins, ce point a été uniquement abordé pour des éprouvettes entaillées. On a attribué ce phénomène au gradient de relaxation de contrainte moyenne le long du front de la fissure. Cependant, aucun essai n'a été réalisé sur des éprouvettes non entaillées et avec des anomalies FIB afin de vérifier si cet effet disparaissait ou non.

Par la suite on a regardé les phases de propagation d'anomalies fissureuse, anomalies à la morphologie proche de celles des chocs, mais avec moins de contraintes résiduelles. La géométrie des fissures s'amorçant au fond de ces anomalies possède des morphologies très similaires à celles issues de chocs lorsque les contraintes résiduelles sont relaxées par traitement thermique [DORE14]. Cependant, ce traitement thermique modifie la microstructure de l'alliage, ce que ne fait pas l'usinage par fissureuse.

Enfin, on a réalisé des campagnes d'essais sur éprouvettes contenant des anomalies de type choc en entaille et on a constaté une forte influence des contraintes résiduelles se traduisant par un ralentissement de la propagation des fissures en entaille, allant même jusqu'à les arrêter sur plus de 10 000 cycles. La superposition des effets de gradient de contraintes induite par la géométrie de

l'anomalie et de l'entaille, combinés aux contraintes résiduelles de compression entraîne des morphologies de fissure singulières. Celles-ci sont caractérisées par des formes de champignon lorsque la contrainte est suffisamment faible. En présence d'anomalies de type choc mais sans gradient de contraintes ces morphologies sont bien moins définies. Elles disparaissent complètement en l'absence de contraintes résiduelles, même avec la présence d'un gradient de contraintes (campagne FIB).

Outre les différentes campagnes complémentaires citées à la fin des différents paragraphes de cette conclusion (différentes profondeurs d'anomalies, anomalies FIB sur éprouvette lisse), d'autres perspectives s'ouvrent à ce travail. Il paraît important, afin de couvrir le domaine de sollicitation d'un disque de turbine, d'étendre les conditions d'essais à d'autres températures. Cependant, la perspective la plus critique actuellement est l'effet du temps de maintien qui est encore peu compris.

D.5. Bibliographie

- [CASA10]** Casanova A. ; 2010 ; Origines des variations de propriétés mécaniques de l'alliage Inconel 718DA en relation avec ses caractéristiques microstructurales. In: Rapport ingénieur ISAE-ENSMA
- [DORE14]** Doremus L. ; 2014 ; Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [ELBE71]** Elber W. ; 1971 ; The significance of fatigue crack closure, Damage Tolerance in Aircraft Structures. In: ASTM STP ; Vol. 486 ; pp.230–242
- [FARG09]** Fargues N. ; 2009 ; Analyse métallurgique fine d'un brut de forge en Inco 718DA. In: Rapport ingénieur ISAE-ENSMA
- [GOUR15]** Gourdin S. ; 2015 ; Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [HAND92]** Hand R.J. ; 1992 ; Stress intensity factors for penny and half-penny shaped cracks subjected to a stress gradient. In: International Journal of Fracture ; Vol. 57 ; pp.237–247
- [JACQ83]** Jacquelin B. ; 1983 ; Amorçage des fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial-PhD Thesis
- [KITA76]** Kitagawa H. ; Takahashi S. ; 1976 ; Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage. In: Proceeding of the second international conference on mechanical behavior of materials, ASM ; pp.627–631
- [PREV00]** Prevéy P. ; Telesman J. ; Gabb T. ; Kantzos P. ; 2000 ; FOD resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718. In: Proceedings of the 5th Nat. Turbine Eng. HCF Conference
- [SAIN17]** Saint-Martin G. ; 2017 ; Failure Analysis. In: Master International Class ; ISAE-ENSMA
- [SANS00]** Sansoz F. ; 2000 ; Propagation des petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18. In: Thèse de doctorat. ParisTech
- [WANG95]** Wang X. ; Lambert S. B. ; 1995 ; Stress intensity factors for low aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates subjected to nonuniform stresses. In: Engineering Fracture Mechanics ; Vol. 51-4 ; pp.517–532
- [WANG97]** Wang X. ; Lambert S. B. ; 1997 ; Stress intensity factors and weight functions for high aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates. In: Engineering Fracture Mechanics ; Vol. 57-1 ; pp.13–24

Partie E : Modélisation de la propagation de fissures

E.1. Présentation de la méthode éléments finis de propagation de fissure	170
E.1.1. Introduction à la propagation de fissures par éléments finis.....	170
E.1.2. Description de la théorie de simulation utilisée pour la propagation de fissure.....	171
E.1.3. Méthodologie d'un calcul de propagation d'une fissure par éléments finis	172
E.1.3.a. Mise en place du calcul.....	172
E.1.3.b. Mise au point et ajustements.....	174
E.2. Détermination des durées de vie expérimentales par simulation	177
E.2.1. Validation de la vitesse de propagation d'une loi de Paris	177
E.2.2. Validation de l'utilisation d'une loi de Paris pour la simulation de la propagation d'une fissure en entaille	181
E.2.3. Vérification de l'évolution de la morphologie du front et identification des paramètres de premier ordre	184
E.2.4. Simulation de fissure issue d'une anomalie choc, vérification de l'impact des contraintes résiduelles	185
E.3. Conclusions et perspectives intermédiaires	189
E.4. Bibliographie.....	190

Partie E. Modélisation de la propagation de fissures

E.1. Présentation de la méthode éléments finis de propagation de fissure

E.1.1. Introduction à la propagation de fissures par éléments finis

La prédiction des vitesses de propagation de fissure est indispensable pour l'estimation de la durée de vie de différents éléments. L'essor des puissances de calcul a permis de créer et de faire évoluer une de ces méthodes de détermination : la prédiction de propagation de fissure à l'aide de calculs éléments finis avec avancée virtuelle de fissures. Ces méthodes ont été utilisées dans de nombreux domaines, aussi bien dans l'aéronautique [SANS00], l'automobile [DEZE19] ou l'industrie nucléaire [LEE15]. De plus, les collaborations de différents organismes avec des laboratoires de recherche en mécanique permettent des utilisations plus originales de cette méthode, telle que la propagation de fissure dans des œuvres d'art peintes sur bois. L'un de ces exemples est la Joconde [GRIL12, MOHE06] qui nécessite d'être conservée dans le meilleur état possible pendant des siècles.

Le chapitre précédent, fondé sur des campagnes expérimentales, a permis d'obtenir des tendances générales de comportement en propagation de fissure en fonction des anomalies de surface et de la présence ou non d'un gradient de contraintes pour de l'Inconel 718DA. Le premier objectif de ce chapitre est de valider les lois de propagation établies sur anomalies EDM semi-sphériques et éprouvettes lisses dans le but d'améliorer la détermination des durées de vie en propagation de fissure par fatigue. Le second objectif est d'appliquer ces lois de propagation sur des éprouvettes à gradient de contraintes et sans contrainte résiduelle (cas des anomalies introduites par FIB et fissureuse) afin de simuler la propagation des fissures expérimentales. Enfin, on a réalisé la simulation de propagation d'une fissure à partir d'un choc, ayant un front en forme de champignon, visible dans la partie D.2.4 afin d'évaluer le rôle des contraintes résiduelles comme proposé dans la partie précédente et de proposer une explication pour la formation de cette forme particulière de front de fissure. Ces différentes simulations sont réalisées à l'aide du module Z-cracks qui est tout d'abord présenté.

E.1.2. Description de la théorie de simulation utilisée pour la propagation de fissure

Z-cracks est un module faisant partie de la suite Z-set qui est un ensemble d'outils développés conjointement par l'ONERA et le Centre des Matériaux dont le plus connu est le solveur par éléments finis ZéBuLoN. Par la suite, d'autres modules ont été développés pour l'analyse des matériaux et des structures (Z-sim, Z-post, Z-opt, Z-mat et Z-cracks). Le module Z-cracks est couplé avec le solveur ZéBuLoN et repose sur des algorithmes robustes de découpage, par une surface 3D, d'une pièce et de remaillage [CHIA10, CHIA13]. Ces surfaces de découpage sont idéales pour représenter une fissure dans une pièce.

La surface 3D, constituée par la fissure, est maillée avec des éléments triangulaires de type S3D. Ensuite, un algorithme reconstitue autour de cette fissure le reste de la pièce à simuler avec des éléments tétraédriques. Ainsi, la surface de la fissure fait partie intégrante du maillage et chacun des éléments triangulaires de la surface de découpage possède une face commune entre deux tétraèdres de la pièce. Enfin, un raffinement est réalisé en pointe de fissure. Le maillage de la fissure est alors dit conforme. Globalement, le maillage final est piloté par 3 paramètres : une taille minimale de maille en pointe de fissure, une taille maximale de maille loin de la fissure et un paramètre de raffinement de maillage, ratio de taille entre deux mailles adjacentes.

Afin de définir au mieux les propriétés en pointe de fissure, des éléments singuliers dits de Barsoum sont utilisés [BARS75, BARS77]. Les nœuds ne sont pas situés au centre des arêtes de l'élément quadratique mais sont plus proches de la pointe de fissure. Ce positionnement permet de mieux rendre compte de la singularité des champs de contraintes et de déformation au niveau du front de fissure. Celle-ci est en $1/\sqrt{r}$, avec r la distance au front de fissure.

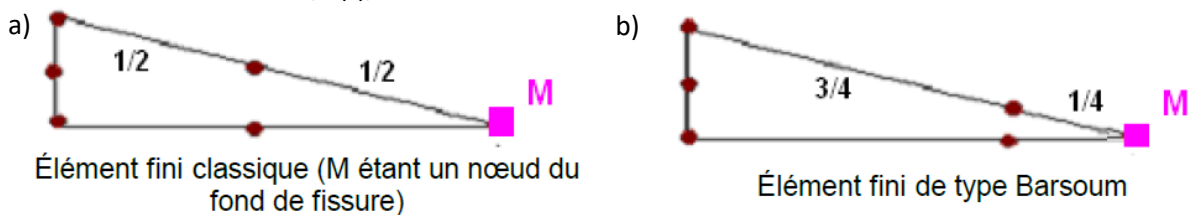


Figure E-1 : Comparaison entre élément triangulaire quadratique a) classique et b) de type Barsoum [GENI12]

Une fois le maillage réalisé, un calcul de comportement de l'éprouvette en élasticité linéaire est réalisé sur le modèle. Le post-traitement permet alors de déterminer la valeur du facteur d'intensité des contraintes le long du front de fissure. Une des méthodes souvent utilisée consiste à comparer l'expression analytique asymptotique du saut de déplacement le long des lèvres de la fissure obtenue pour un facteur d'intensité des contraintes égal à un avec celui obtenu par éléments finis. Ces deux champs, pour un point donné du front, sont similaires à une constante multiplicative près, correspondant au facteur d'intensité des contraintes recherché. Z-cracks quant à lui calcule le taux de restitution d'énergie G à l'aide de la méthode G-thêta [CHIA11]. Il utilise la formule d'Irwin sous l'hypothèse de déformation plane (cf. formule E.9) afin d'obtenir les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes. L'écriture générale en mode mixte (correspondant respectivement au mode d'ouverture, au mode de cisaillement plan et au mode de cisaillement hors-plan) ainsi que la contribution seule du mode I sont données ci-dessous et c'est cette dernière qu'on utilisera par la suite :

$$G = \frac{1 - \nu^2}{E} \cdot (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{K_{III}^2}{2 \cdot \mu} \quad \text{ou} \quad G = \frac{1 - \nu^2}{E} \cdot K_I^2 \quad (\text{E.9})$$

Cette méthodologie donne des résultats en adéquation avec le formulaire de Murakami pour les fissures semi-elliptiques [MURA01].

E.1.3. Méthodologie d'un calcul de propagation d'une fissure par éléments finis

E.1.3.a. Mise en place du calcul

Cette partie traite de la création du modèle numérique. Plusieurs cas d'étude ont été considérés : présence ou non d'une entaille et présence d'une anomalie d'un type donné (anomalie FIB, fissureuse ou choc). Par souci de concision, un seul d'entre eux est présenté : la simulation des propagations de fissure des modèles d'éprouvettes lisses comportant une anomalie de surface de type EDM. Les autres modèles ne sont pas détaillées mais sont traités de la manière similaire.

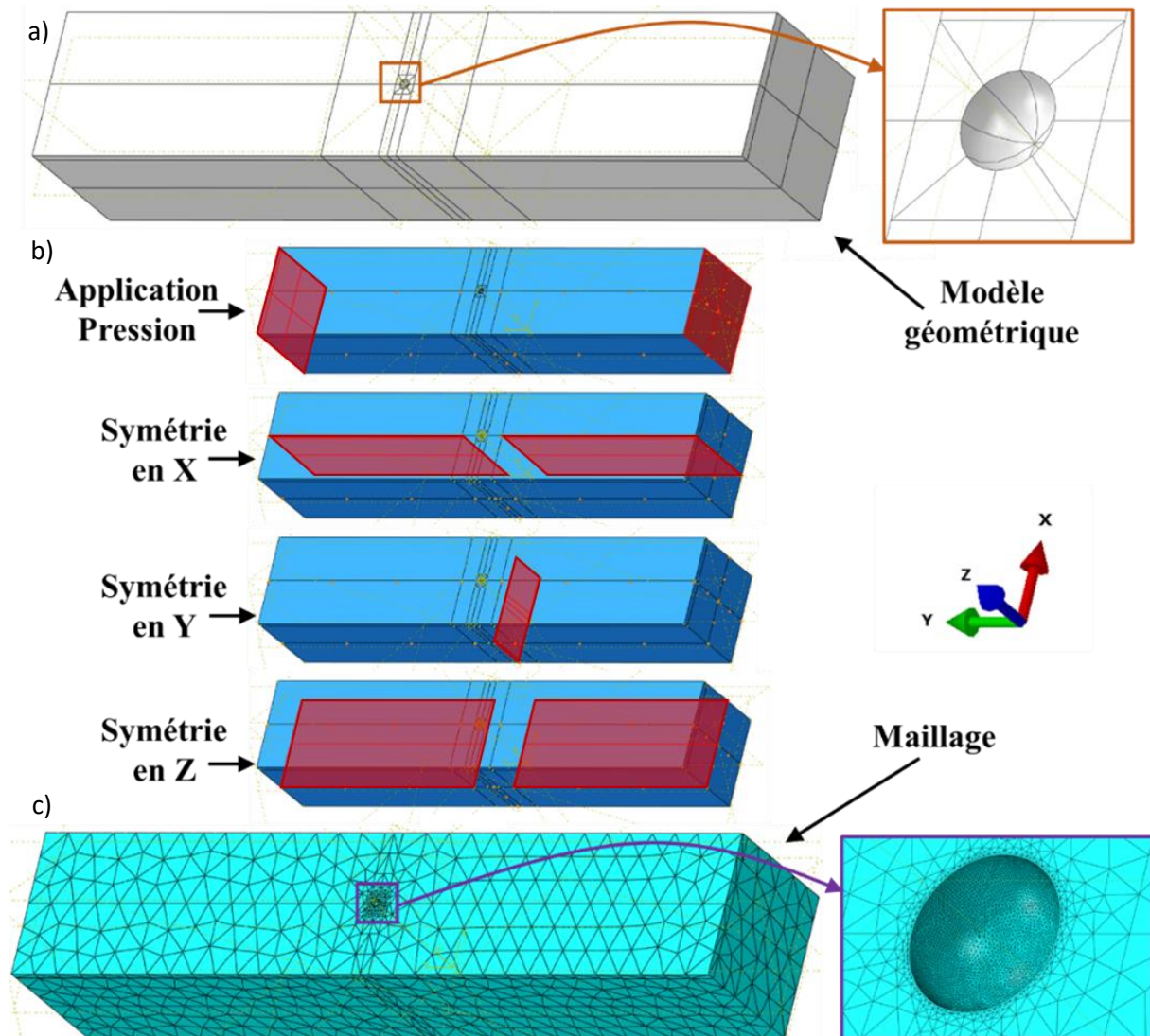


Figure E-2 : Etapes de modélisation de l'éprouvette avec anomalie

Afin de préparer la simulation de ces pièces, la géométrie et le maillage de la partie utile des éprouvettes sont générés à l'aide d'ABAQUS-CAE sans appliquer de condition de symétrie à la partie utile de l'éprouvette (cf. Figure E-2a). Dans cette géométrie, des partitions (en rouge) ont été créées afin de pouvoir, par la suite, apposer les conditions aux limites de type appuis plan. (cf. Figure E-2b). En outre, comme la pièce sera ultérieurement remaillée à l'aide de Z-cracks, le maillage n'a pas besoin d'être très fin à ce stade mais doit seulement représenter au mieux la géométrie réelle. A cet effet, une valeur importante de la taille maximale de maille est choisie mais avec un facteur de déviation très faible de 5×10^{-3} . Le facteur de déviation est un scalaire représentant le rapport entre la déviation de la corde h et la longueur l entre deux points consécutifs du maillage (cf. Figure E-3). Ainsi, le modèle à

traiter par Z-cracks reste léger en terme de nombre d'éléments tout en conservant une précision importante dans la description des géométries.

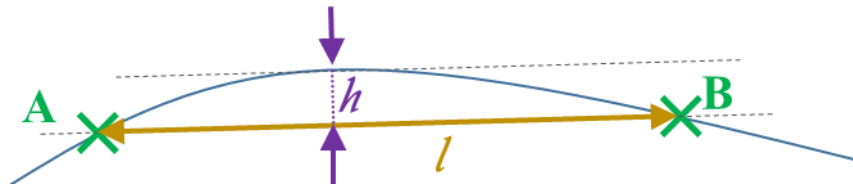


Figure E-3 : Définition du facteur de déviation h/l

Dans la suite de la résolution, deux méthodes liées à la géométrie de la fissure à introduire peuvent être utilisées pour introduire une fissure au sein de la géométrie ainsi créée. La première, consiste à insérer une fissure elliptique intersectant la pièce saine (cf. Figure E-4a). La seconde consiste à relever manuellement les coordonnées d'un maximum de points le long d'un front de fissure (cf. Figure E-4b₁) afin de le numériser et de l'insérer par la suite dans le modèle (cf. Figure E-4b₂).

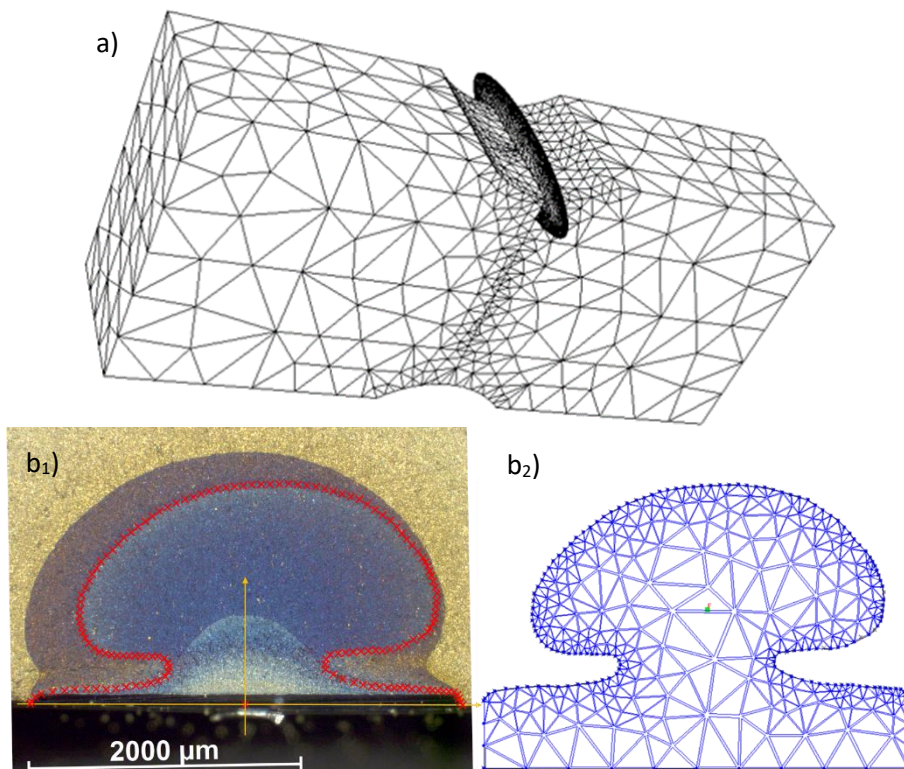


Figure E-4 : a) Insertion d'une figure traversante à l'aide d'une fissure 2D elliptique et b) numérisation et maillage d'une fissure à géométrie plus complexe

Un calcul de FIC est alors réalisé sur la structure fissurée en supposant un comportement élastique, y compris pour les éléments constituant la fissure. La propagation de fissure est contrôlée par un pas d'avancée du front maximal da_{max} . Il s'agit de la distance maximale, choisie par l'utilisateur, que peut parcourir un point du front de fissure durant un pas de calcul. Il convient dès lors de se doter d'une loi de propagation. Ici, le choix s'est porté sur une loi de Paris avec correction d'Elber dont on a vérifié et amélioré les paramètres dans le chapitre (cf. partie D.2.1). La loi ainsi que les paramètres utilisés sont de la forme :

$$\text{Tel que} \quad \frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{eff})^m \quad (\text{E.10})$$

$$\text{Avec} \quad \Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \quad \text{avec} \quad U = a \cdot R + b \quad (\text{E.11})$$

Chaque point du front de fissure est mis à jour par une avancée de fissure da , dans une direction orthogonale au front et en cohérence avec le critère de bifurcation utilisé. Les nombres de cycles dN locaux sont déterminés à partir de la loi de Paris après évaluation des valeurs locales de facteur d'intensité de contraintes le long du front de fissure. La valeur de dN la plus faible le long du front est conservée et la valeur de l'incrément de fissure da est réévaluée en chaque point du front, ce qui détermine la forme du nouveau front de fissure pour le nombre de cycles considéré. Un exemple de propagation d'une fissure circulaire de rayon 300 μm dans le plan de propagation avec anomalie EDM sphérique de 200 μm est présenté en Figure E-5.

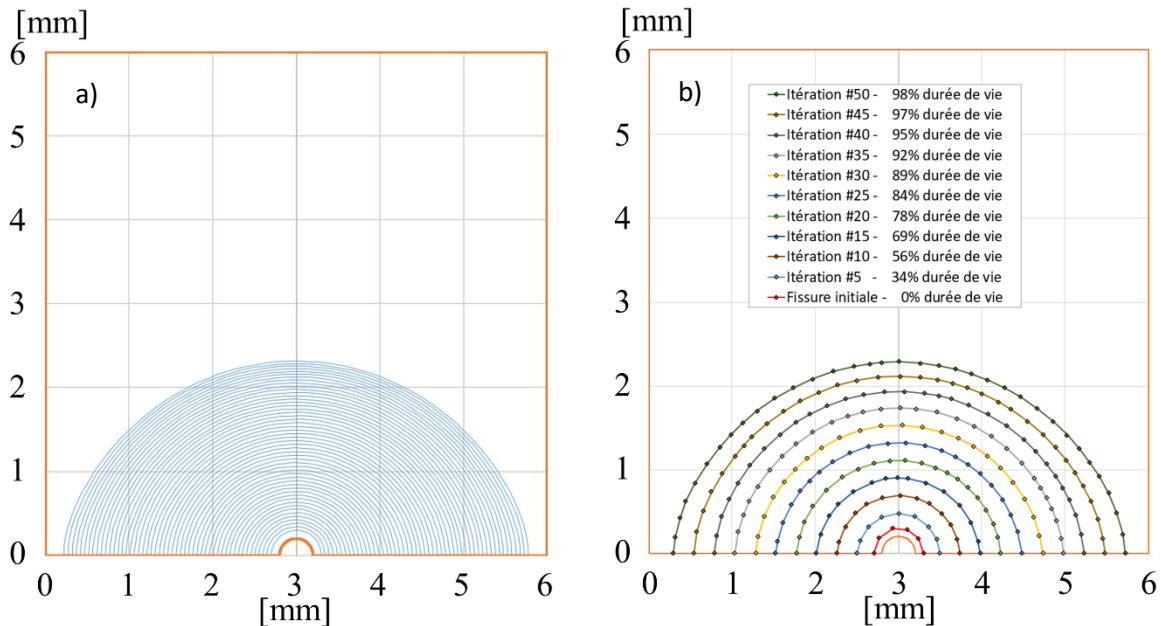


Figure E-5 : a) Simulation de la propagation d'une fissure initialement semi-circulaire de 300 μm de profondeur dans le ligament avec a) tous les fronts successifs et b) 1 front sur 5 avec leurs durées de vie respectives

E.1.3.b. Mise au point et ajustements

Comme tout logiciel, Z-cracks, en dépit de l'étendue de ses capacités, réalise uniquement ce pourquoi il a été programmé. Ainsi, il existe quelques situations où l'utilisateur doit intervenir manuellement avant ou pendant la simulation afin que les calculs réalisés s'approchent au mieux des conditions expérimentales. Cette partie vise donc à mettre en évidence les points clés qui ont été pris en compte afin d'améliorer la qualité des simulations.

L'une de ces situations se rencontre lors d'apparition d'aberrations en surface. Celles-ci peuvent être facilement mises en évidence par simple inspection visuelle des fronts simulés, comme on peut le voir sur la Figure E-6a. Ce phénomène, d'origine purement numérique, apparaît ou disparaît en fonction des paramètres de simulation choisis (taille de maille ou valeur de da_{max}) et, lorsqu'il est présent, n'impacte pas les durées de vie calculées mais entraîne un arrêt des calculs. Lorsque ce phénomène se produit, il convient de définir un nouveau front de fissure à insérer dans le modèle pour que le calcul reprenne (cf. Figure E-6b). Cette nouvelle géométrie est obtenue par la méthode des moindres carrés en cherchant un front semi-elliptique passant par la dernière fissure mais en écartant manuellement les points jugés non pertinents. Cette étape permet aussi de réadapter le maillage à la nouvelle taille de fissure. En effet, dans l'exemple montré sur la Figure E-6a, la taille de maille et la valeur du paramètre de propagation da_{max} valent tous les deux 25 μm . Au vu de la profondeur de fissure de 50 μm , ces valeurs sont les plus grandes qui puissent être considérées. Au moment de l'arrêt du calcul, la fissure a une profondeur de 500 μm . Avec une telle taille de fissure, une maille de 25 μm est trop fine et entraîne un surcoût important en temps de calcul. Dans cet exemple, la taille de maille ainsi que la valeur de da_{max} ont par conséquent été multipliées par 3 avant de relancer le calcul et

d'obtenir les fronts oranges de la Figure E-6b. Le critère utilisé dans cette relance est de multiplier au maximum l'avancée de fissure da par le ratio entre les tailles relatives de fissure à l'état initial par rapport à celle avant relance. Par surtut, un facteur 3 a été utilisé en plus.

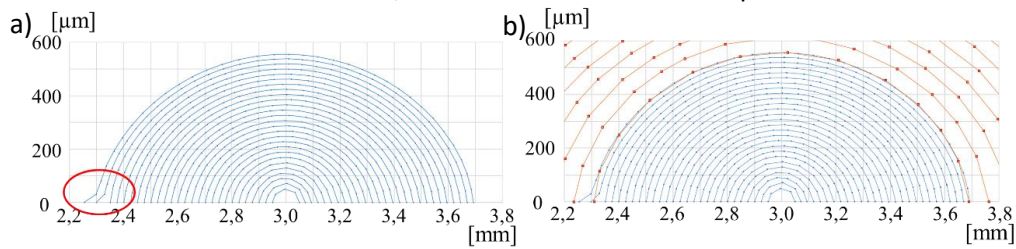


Figure E-6 : a) Simulation de la propagation d'une fissure avec anomalie numérique entraînant l'arrêt du calcul ainsi que b) la seconde partie de propagation (en orange) à la suite de la première.

Dans d'autres cas, les résultats fournis par Z-cracks sont étonnants quant à l'évolution de la profondeur, comme on peut le voir sur la Figure E-7a. Celle-ci est définie comme la distance entre le bord libre et le nœud le plus profond. En effet, en positionnant les points utilisés par Z-cracks pour déterminer la profondeur de la fissure sur les fronts de fissures, on se rend compte que les points considérés par le logiciel comme étant les plus profonds ne le sont pas lorsque ces points sont replacés manuellement sur le front de fissure (cf. Figure E-7c). Un dépouillement à l'aide d'un script Python a donc été utilisé afin d'exploiter directement les fichiers des fronts plutôt que le fichier résultat fourni par Z-cracks. On obtient alors les corrections en vert de la Figure E-7 b et d.

Cette différence est due à une fonction présente dans Z-cracks visant à réduire le bruit numérique. Cette fonction n'exploite plus qu'un point sur 4 et utilise alors les 3 voisins de chaque côté de ceux choisis pour réduire le bruit numérique. Ainsi, pour déterminer la profondeur, le logiciel n'utilise que les points choisis pour la réduction de bruit et les points voisins ne sont alors plus considérés. Ce phénomène est visible sur la Figure E-7d, où les nœuds rouges et verts d'un même front sont toujours à deux nœuds ou moins d'écart. Il existe deux façons de réduire l'erreur sur la profondeur, les deux réduisent le facteur de déviation de la fissure (cf. Figure E-3). La première possibilité est de raffiner le maillage. La seconde est, pour un même raffinement, d'avoir une fissure de plus grande dimension.

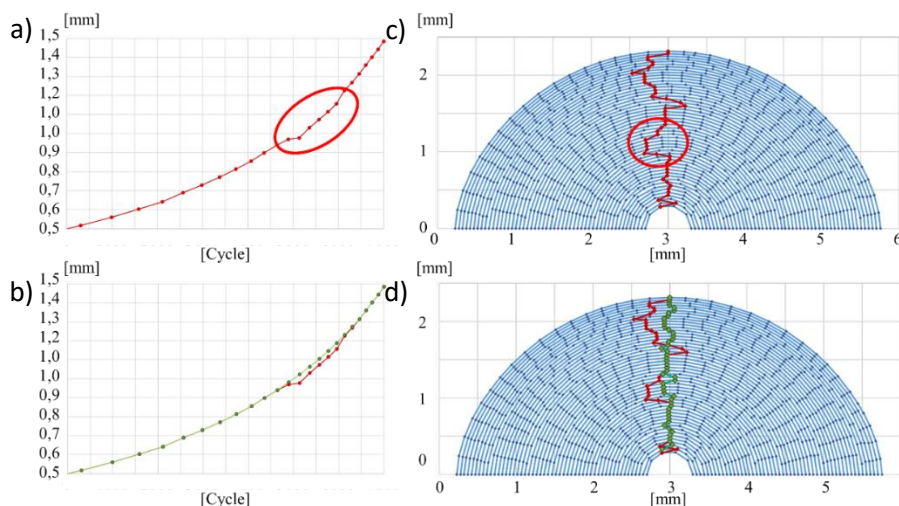


Figure E-7 : Evolution simulée de la profondeur d'une fissure en fonction du nombre de cycles a) par Z-Cracks et b) avec correction obtenue à l'aide d'un post traitement ainsi que le positionnement des points relevés c) par Z-Cracks et d) corrigés

Pour l'ensemble des simulations réalisées dans ces travaux, les principales étapes peuvent se résumer en :

- Une mise en données sous Abaqus ;
- Une insertion de fissure semi-elliptique ou relevée manuellement dans Z-cracks ;

- Un calcul de propagation suivant une loi de Paris avec correction d'Elber, relancé avec correction et changement de paramètres si nécessaire sous Z-cracks ;
- Un post-traitement sous Python afin de déduire les grandeurs simulées (a , da/dN , FIC...).

E.2. Détermination des durées de vie expérimentales par simulation

E.2.1. Validation de la vitesse de propagation d'une loi de Paris

En suivant le protocole exposé dans la partie E.1, la propagation d'une fissure de profondeur 300 μm à partir d'une anomalie sphérique de 200 μm dans une éprouvette lisse est simulée. Afin de calculer le taux de restitution d'énergie G à l'aide de la méthode G-thêta, Z-cracks nécessite a_{minima} 3 mailles perpendiculaires au front de fissure (zone bleue de la Figure E-8). Au vu des limitations du logiciel, notamment de la taille minimale de maille possible à engendrer, une fissure de 300 μm est la fissure de plus faible dimension possible à modéliser dans ce cas.

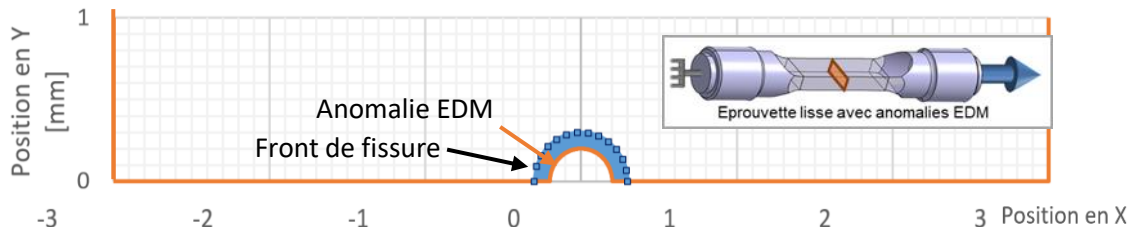


Figure E-8 : Situation initiale de la simulation avec, en orange, les bords de l'éprouvette avec l'anomalie sphérique EDM et en bleu la fissure initiale avec ses nœuds de maillage au niveau du front

Dans un objectif de comparaison entre numérique et expérimental, il a fallu déterminer une profondeur de référence qui soit commune aux deux approches. Cette profondeur se doit tout d'abord d'être détectable par la méthode de mesure de potentiel, donc être supérieure à 250 μm (propagation de 50 μm en plus de l'anomalie). De plus, elle doit être représentative de l'évolution du front de fissure numérique, c'est-à-dire que la valeur de l'étendue de variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK doit donc être stabilisée. En effet, lorsqu'on insère une fissure parfaitement semi-circulaire dans le modèle éléments finis, la valeur de ΔK est d'abord quasiment constante le long du front (cf. Figure E-9a). La propagation engendre des écarts de facteurs d'intensité des contraintes entre un point interne au front et un point en surface d'environ 6%. Cette distribution s'établit entre deux et quatre itérations de calcul et est toujours stabilisée pour une fissure de 400 μm (cf. Figure E-9b). On note également que cette répartition chute lorsque la fissure atteint 1.3 mm de profondeur (cf. le front numéro 25 sur la Figure E-9a).

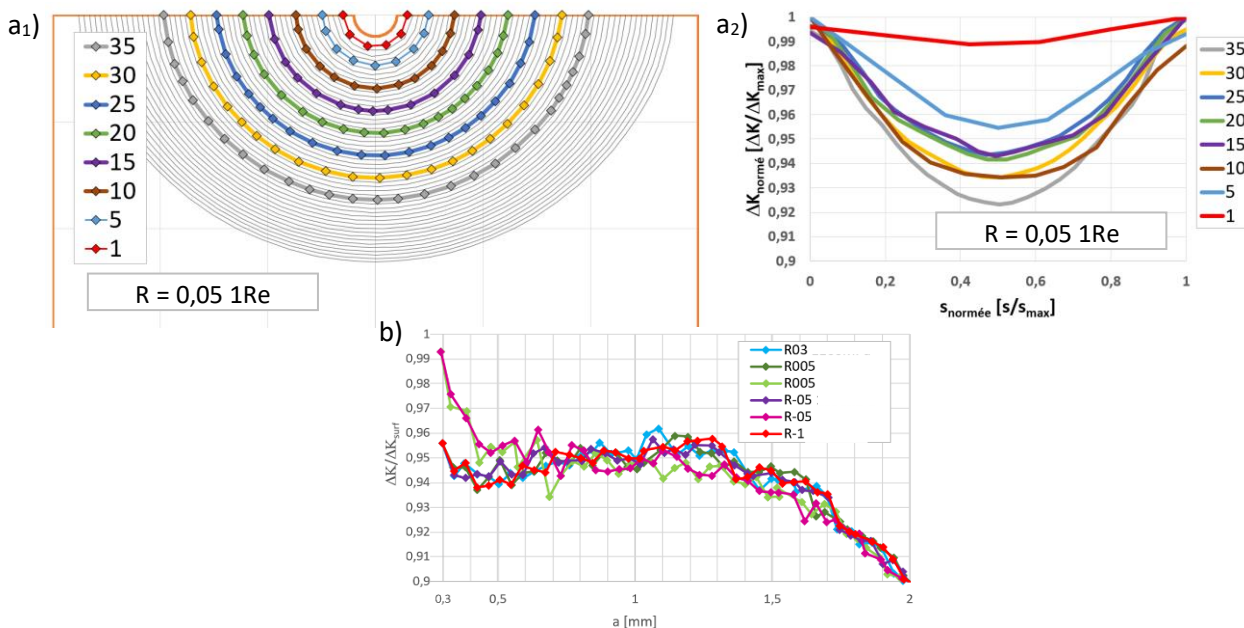


Figure E-9 : a₁) Différents fronts de fissure sur éprouvette lisse ainsi que a₂) leurs répartitions de facteurs d'intensités de contraintes ΔK sur l'abscisse curviligne de ces fronts et b) Evolution du ΔK minimal du front normalisés par les valeurs du ratio des facteurs d'intensité de contraintes en surface ΔK_{surf} en fonction de la profondeur de fissure

Ainsi, cette profondeur de référence choisie doit être supérieure ou égale à la valeur de stabilisation de ΔK (400 μm), mais aussi supérieure au seuil de détection d'une fissure par la méthode de potentiel (250 μm) et si possible être telle que la vitesse de propagation de fissure corresponde au régime de Paris associé aux fissures longues, obtenue à 330 μm sur les essais avec anomalies EDM. En-dessous de ces valeurs, les simulations numériques ne sont pas robustes et les vitesses de propagation expérimentales ne suivent pas une loi puissance (loi de Paris), les simulations s'éloignent donc des vitesses expérimentales. Une fissure de 400 μm de profondeur initiale correspond donc à une taille de fissure minimale à partir de laquelle la comparaison expérimentale/numérique est correcte. Ce nombre de cycles N_{a+fc} est donc atteint après amorçage et propagation en fissure courte. On s'intéresse dès lors au nombre de cycles N_p nécessaire pour atteindre la profondeur de 2000 μm (cf. Figure E-10a) ainsi qu'aux erreurs commises sur le nombre de cycles calculés (cf. Figure E-10b₁) et sur la profondeur simulée (cf. Figure E-10b₂).

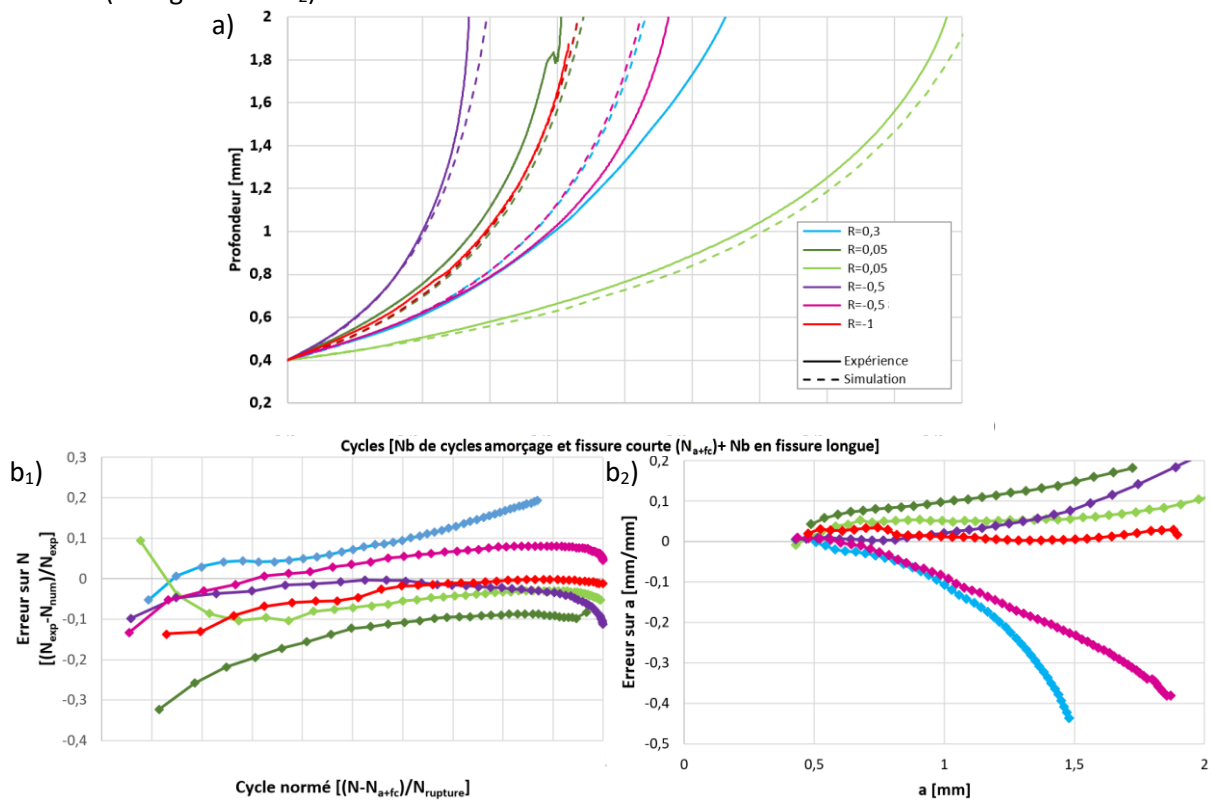


Figure E-10 : a) Comparaison de la propagation des fissures expérimentales et simulées ainsi que b) la comparaison en fonction de l'erreur sur le nombre de cycles à iso-profondeur mesurée ou sur la profondeur à iso-nombre de cycles des fissures issues d'anomalie EDM sphériques sur éprouvette lisse.

Dans la plupart des cas de propagation de fissure à partir d'anomalies EDM, les nombres de cycles expérimentaux et numériques sont identiques à 10% près (cf. Figure E-10 b₁). De plus, soit l'erreur sur la profondeur est inférieure à 10% mais alors la simulation est optimiste, soit l'erreur devient importante mais le résultat est conservatif (cf. Figure E-10 b₂). Deux courbes se distinguent par une erreur commise sur la profondeur de fissure beaucoup plus grande que dans les autres cas.

Ces deux cas correspondent aux conditions 1,5Re R = 0,3 et 1Re R = -0,5. Pour ces deux simulations, les vitesses de propagation de fissure ont été évaluées avec une loi puissance avec correction d'Elber de la forme $\frac{da}{dN} = C\Delta K_{eff}^m$. Avec les coefficients C et m commun à toutes les courbes simulées. On cherche les coefficients de ces deux essais particuliers C_{bis} et C_{ter} afin de les corrélérer au mieux et ainsi pouvoir les comparer au coefficient C obtenu par la moyenne de tous les essais. On obtient ainsi les courbes de propagation grises en ajustant uniquement ce coefficient sur la Figure E-11.

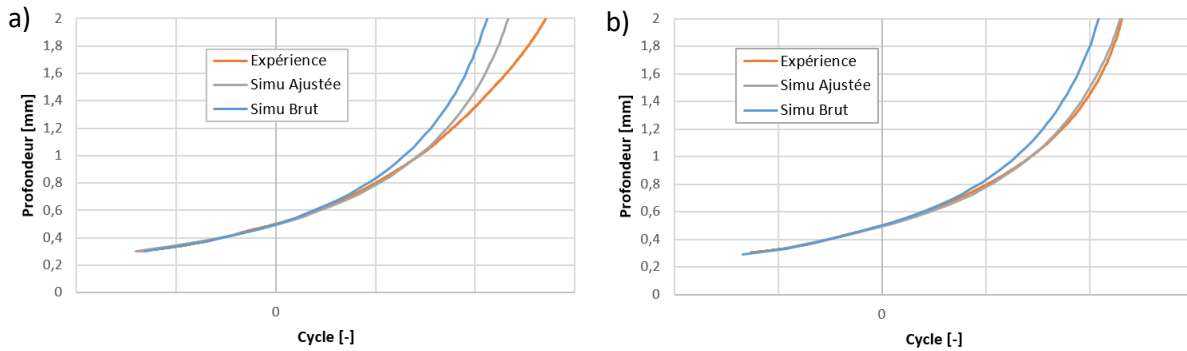


Figure E-11 : Ajustement du coefficient C pour l'essai a) 1,5Re R = 0,3 et b) 1Re R = -0,5

Sur la Figure E-12 ont été représentées les vitesses de propagation de fissure déterminées avec la loi de Paris avec correction d'Elber obtenue :

- par identification sur les résultats expérimentaux (traits droits) ;
- par l'application directe de la précédente loi dans Z-cracks lorsque l'on observe les nœuds les plus profonds (traits pleins sinueux) ;
- par la correction nécessaire pour avoir les évolutions présentées dans la Figure E-11 (traits pointillés sinueux).

La loi de Paris avec correction d'Elber, observée expérimentalement et en entrée de la simulation représentée en traits bleus (resp. jaunes) est différente de la loi de propagation obtenue en sortie de la modélisation en traits violets (resp. oranges). La modification de la valeur du coefficient C proposée précédemment induit un ralentissement de la propagation de fissure de 9% pour l'essai à R = 0,3 et de 8% pour l'essai à R = -0,5. De plus, on peut remarquer que la loi de Paris utilisée dans Z-cracks ne correspond pas à la loi de Paris identifiée expérimentalement, surtout pour les faibles valeurs de ΔK (écart entre les traits pleins de la Figure E-12). En effet, l'identification a été réalisée au point le plus profond. Cependant, comme précisé dans la partie E.1.2, Z-cracks applique l'avancée maximale da_{max} au nœud du front le plus chargé en ΔK , se trouvant en surface, ce qui induit un écart sur la vitesse en A de propaga de fissure.

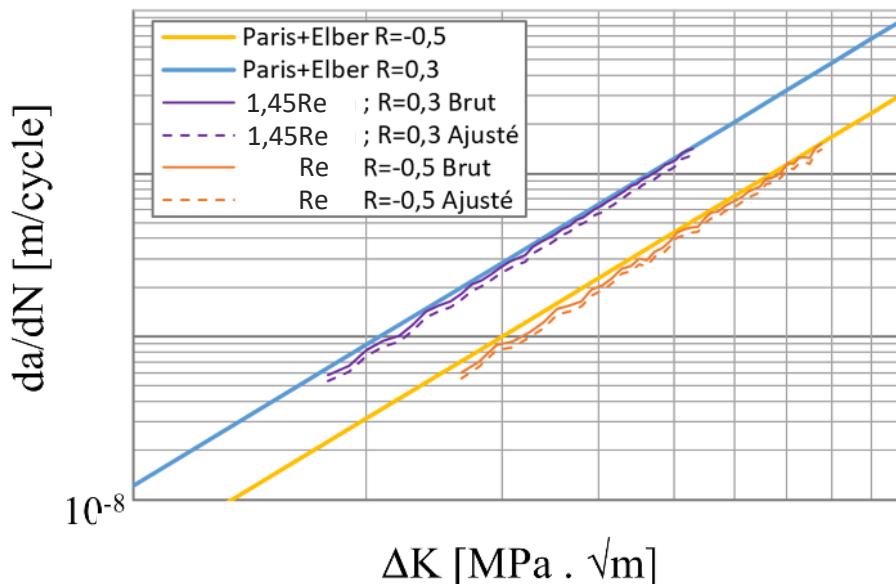


Figure E-12 : Visualisation des vitesses de propagation en fonction des valeurs de FIC au point le plus en profondeur lors de l'exploitation par Z-Cracks des essais 1,5Re ; R = 0,3 et 1Re ; R = -0,5

On peut également s'intéresser à l'évolution du facteur de forme de la fissure initialement semi-circulaire. On remarque, sur la Figure E-13, que la valeur du facteur de forme, initialement égale à 1, augmente au cours de la propagation de la fissure et tend vers 1,2. Cela correspond aux

observations sur les essais conduits à $R = -1$ sur des anomalies FIB. Les facteurs de forme des essais et des simulations sont assez proches pour les fissures inférieures à $500 \mu\text{m}$, mais s'éloignent fortement pour les plus grandes fissures.

Il est à noter que la totalité des points entourés sur la Figure E-13 sont des fissures associées à un double amorçage à partir de l'anomalie, visible sur le faciès. Ces fissures ne présentent pas un comportement d'une fissure unique mais certainement un comportement dû à un processus de coalescence, à l'origine des fortes valeurs du facteur de forme pour les fissures dont la profondeur est inférieure à $500 \mu\text{m}$. Par la suite, pour de plus grandes fissures, aucune différence n'est observée sur le facteur de forme entre un double et un simple amorçage, les deux cas seront donc être comparés sans distinction à la simulation.

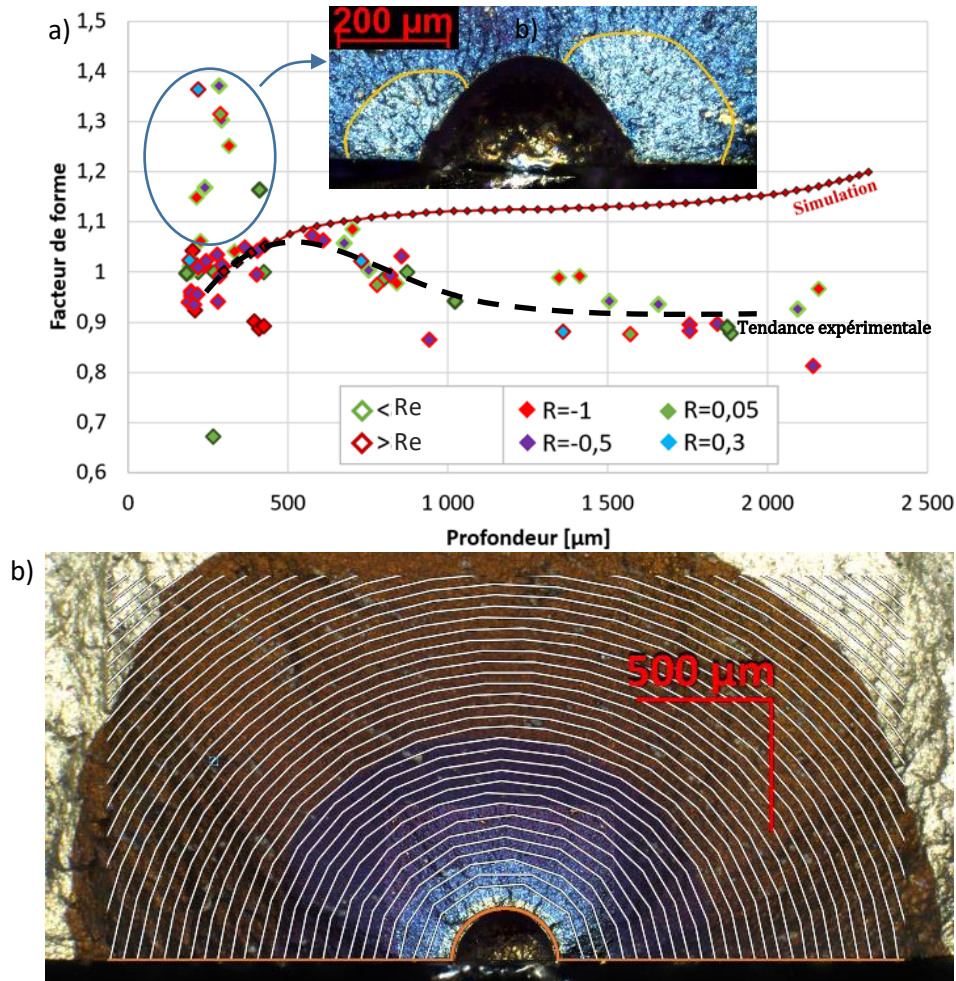


Figure E-13 : a) Evolution des facteurs de forme expérimentaux et simulés par Z-Cracks en fonction de la profondeur et b) superpositions de fronts simulés et d'un faciès à $1R_e$ et $R = 0,05$

E.2.2. Validation de l'utilisation d'une loi de Paris pour la simulation de la propagation d'une fissure en entaille

Une loi de propagation de type Paris avec correction d'Elber a été établie expérimentalement (cf. Partie D.2.1) puis validée par les simulations éléments finis en propagation dans la partie précédente (cf. partie E.2.1). Cependant, les disques de turbine possèdent des géométries plus complexes que des éprouvettes planes. L'objectif de cette partie est de valider l'utilisation de la loi de Paris avec correction d'Elber afin de prédire la propagation de fissures dans des pièces avec gradients de contraintes.

Pour cela, les éprouvettes entaillées avec des anomalies de type « FIB » sont simulées en appliquant les lois de propagation de Paris avec correction d'Elber citées dans la partie précédente (cf. Partie D.2.1). Une comparaison des durées de vie et des morphologies de front est alors réalisée entre simulation et expérience (cf. Partie D.2.2). Pour cela, une éprouvette saine est modélisée (sans anomalie) et une fissure ayant la forme et des dimensions de l'anomalie initiale est insérée. Cependant, comme on peut le voir sur la Figure E-14, contrairement aux anomalies EDM sur éprouvette lisse, le ratio de la variation de ΔK au point le plus profond normé par la variation de ΔK en surface varie immédiatement dans le cas d'une fissure se propageant dans un gradient de contraintes. On remarque que le ratio de $\Delta K_{\min}/\Delta K_{\text{surf}}$ du front se stabilise au bout d'une à quatre itérations. Une fissure de 170 μm ou plus est donc toujours stabilisée.

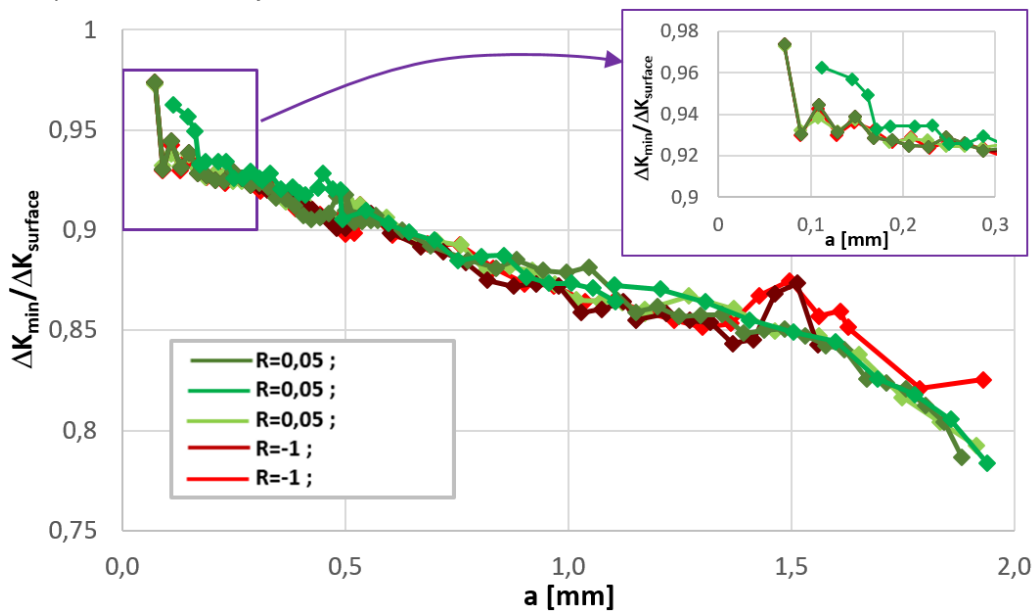


Figure E-14 : Evolution du ratio des ΔK minimaux normés par les ΔK_{surf} en surface en fonction de la profondeur de fissure pour des fissures présentes dans une éprouvette avec gradient de contraintes

Le choix a donc été de fixer le nombre de cycles N_{a+fc} pour une profondeur de 200 μm afin de comparer les propagations entre les expériences et les simulations. Ces comparaisons sont présentées dans la Figure E-15a. Les nombres de cycles (cf. Figure E-15b₁) ainsi que les profondeurs obtenus peuvent être comparés (cf. Figure E-15b₂). Sur ces simulations, on constate que la vitesse de propagation des fissures longues donne de bonnes estimations des résultats mais sont optimistes. La seule exception est le cas à $R = 0$ et $1R_e$.

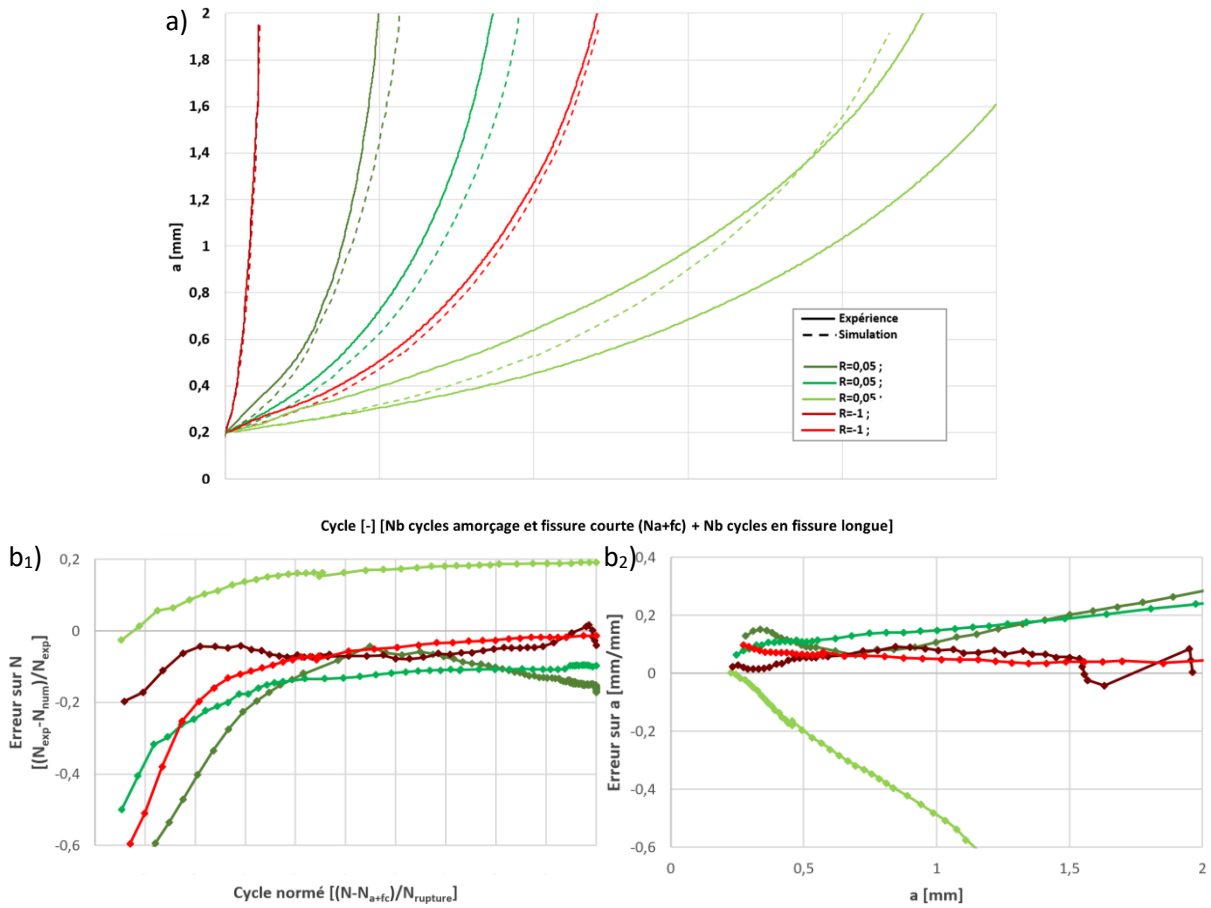


Figure E-15 : a) Evolution, simulée et observée, de la profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles ainsi que b) leurs erreurs relatives calculées sur b₁) le nombre de cycles et b₂) la profondeur de fissure des simulations de propagation à partir d'une anomalie FIB dans une éprouvette entaillée

Il est remarquable que, quels que soient les facteurs de forme initiaux (supérieurs, inférieurs ou égaux à 1), ceux-ci convergent vers une même fonction linéaire de facteur de forme (cf. Figure E-16a). Ceci n'est pas sans rappeler l'évolution des facteurs de forme expérimentaux qui ont convergé, non pas comme une fonction linéaire, mais comme une fonction constante dépendante de la nature du chargement appliqué (cf. Figure E-16b).

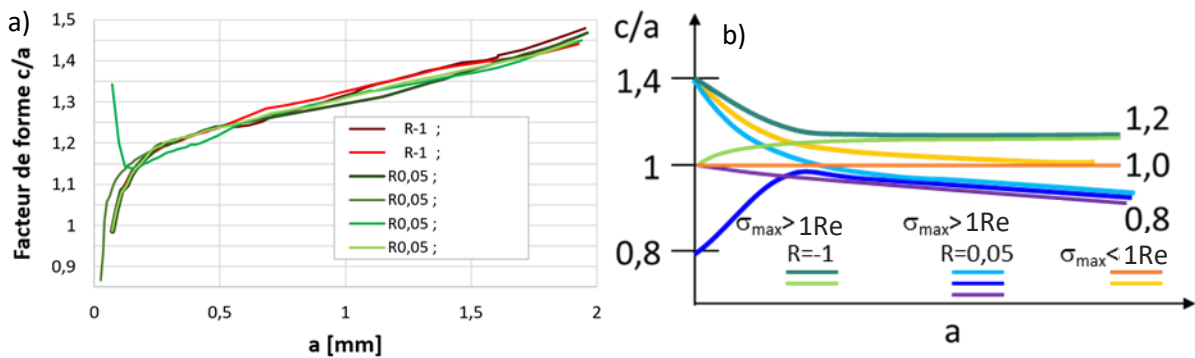


Figure E-16 : Evolution du facteur de forme des fissures issues d'anomalie FIB a) simulé et b) observé

Finalement, on peut comparer l'évolution du ratio $\Delta K_{min} / \Delta K_{surf}$, évolution de la variation des facteurs d'intensité de contraintes minimale normée par la variation des facteurs d'intensité de contraintes en surface des fissures sur éprouvettes lisses (cf. Figure E-9b) et sur éprouvettes entaillées (cf. Figure E-14). Cette comparaison est montrée sur la Figure E-17.

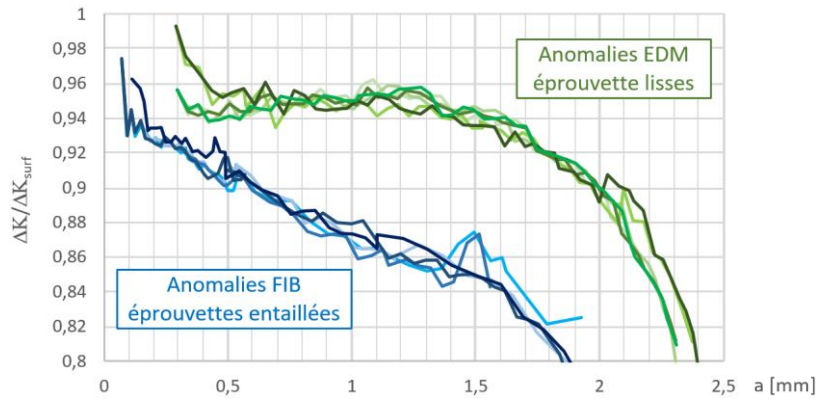


Figure E-17 : Evolution du ratio $\Delta K_{\min}/\Delta K_{\text{surf}}$ en fonction de la profondeur de fissure pour des fissures en présence ou non d'un gradient de contraintes

On remarque que, pour une même profondeur de fissure, la valeur de ce ratio est toujours inférieure en présence d'un gradient de contraintes. Ce ratio de $\Delta K_{\min}/\Delta K_{\text{surf}}$ pourrait être assimilable au facteur de fermeture β_R , connu depuis longtemps pour les fissures semi-elliptiques servant à corriger une loi en ΔK_{eff} pour qu'elle puisse rendre compte des effets de surface. Jolles et Tortoriello sont certainement les premiers à l'avoir remarqué et formulé dans un alliage d'aluminium [JOLL84]. Ce facteur de fermeture β_R , dépendant du rapport de charge et du matériau, vaut entre 0,9 et 1 (cf. Figure E-18). La loi de Paris s'écrit alors :

$$\begin{cases} \frac{da}{dN} = C_f (\Delta K_{\text{eff}}(A))^m \\ \frac{dc}{dN} = C_f (\beta_R \cdot \Delta K_{\text{eff}}(C))^m \end{cases} \quad (\text{E.12})$$

Avec C_f et m les paramètres de la loi de Paris

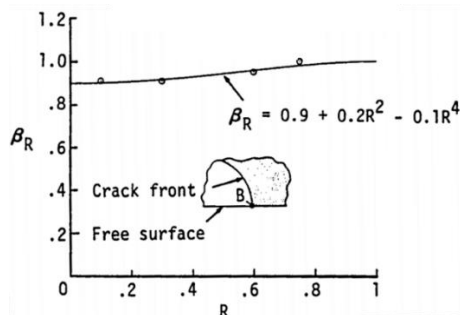


Figure E-18 : a) Evolution du facteur de fermeture β_R en fonction du rapport de charge pour du Al-2024-T351 [JOLL84]

Newman, ainsi que d'autres auteurs ont alors proposé des modèles prédisant l'évolution du niveau d'ouverture en surface et en interne pour différents rapports de charge, même négatifs [NEWM84A, POMM97]. Beaucoup d'auteurs ont attribué cette variation de β_R à un effet de fermeture variable sur le front de fissure [JOLL84, NEWM84B]. Cependant, on peut remarquer que les champs de ΔK simulés dans cette étude (cf. Figure E-9a) et des valeurs de ΔK_{eff} présentées dans la bibliographie sont fort ressemblants. Ils présentent le même ratio entre surface et profondeur, avec une courbure des $\Delta K/\Delta K_{\text{max}}$ similaire sur le front. Cette similitude est remarquable car la simulation présentée ne prend pas en compte des effets de fermeture autres que ceux induits par le calcul de la vitesse de propagation de fissure avec correction d'Elber. De plus, il est à noter que la présence d'un gradient de contraintes semble diminuer les effets de fermeture à cœur, comme on peut le voir sur la Figure E-17 avec les courbes bleues en tout point inférieures aux courbes vertes.

E.2.3. Vérification de l'évolution de la morphologie du front et identification des paramètres de premier ordre

Pour ces simulations, une anomalie de type « fissureuse » réalisée avec un disque de zirconie d'un diamètre de 18 mm a été modélisée. Cette anomalie possède un rayon de fond de $30\ \mu\text{m}$ et une profondeur moyenne de $90\ \mu\text{m}$. Ensuite, dans ce modèle, à l'aide de la méthode présentée sur la Figure E-4, la fissure de plus faibles dimensions déterminée à l'aide d'un marquage thermique a été insérée en fond d'entaille. Le même type de simulation de propagation a enfin été effectué en changeant la profondeur de l'anomalie afin de la faire correspondre à celle mesurée avant essai, qui était de $70\ \mu\text{m}$. Sur la Figure E-19, on peut voir l'évolution respective de ces deux facteurs de forme (en bleu et jaune). On peut donc ainsi noter que l'utilisation de la géométrie de l'anomalie standard ou de l'anomalie réellement usinée crée une différence importante sur l'évolution de la forme du front de fissure. Cette différence est visible lorsqu'on compare la forme des fronts des deux simulations de profondeur équivalente (cf. Figure E-20a). A titre indicatif, l'évolution pas à pas de la simulation de l'anomalie réelle mesurée est présentée sur la Figure E-20b.

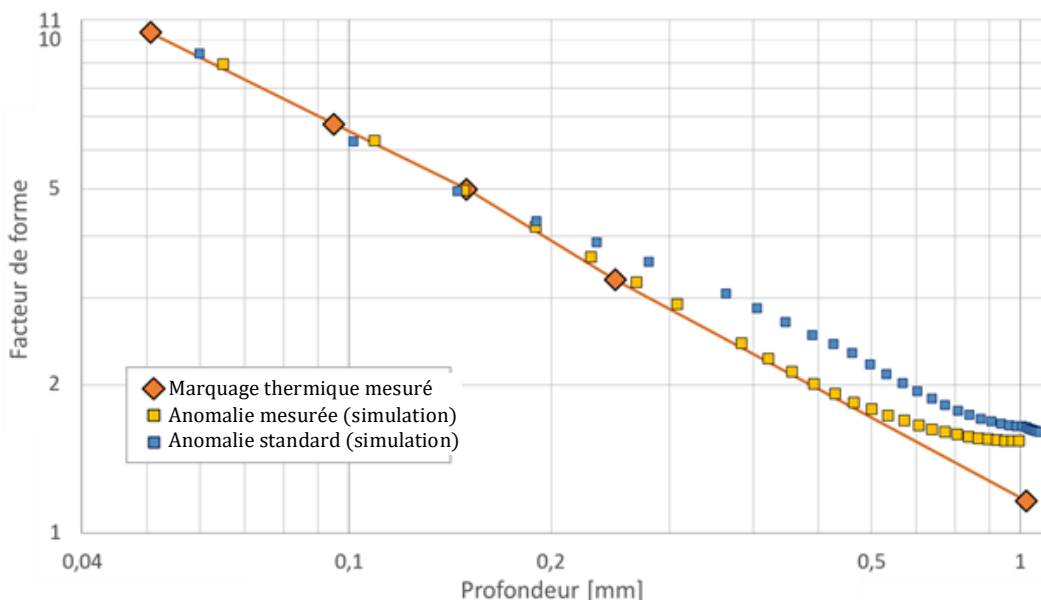


Figure E-19 : Simulation de l'évolution du facteur de forme en fonction de la profondeur de fissure

Dans les deux cas (cf. Figure E-19 et Figure E-20a), le facteur de forme est surestimé lorsque la profondeur de fissure dépasse la profondeur du champ de contraintes induit par l'anomalie de surface. Cela signifie que la longueur en surface de la fissure est surestimée pour une profondeur donnée. Ce problème est probablement lié à la loi de comportement purement élastique employée dans les calculs. L'apparition d'une zone plastifiée proche de la surface, engendrée par l'entaille et l'anomalie, devrait réduire l'écart entre facteurs de forme expérimental et numérique. En effet, lorsque la plasticité de l'entaille est prise en compte et que la déformation locale est suffisante, la plasticité atténue l'intensité du champ de contraintes en pointe de fissure. Cette différence de sollicitation entraînerait un ralentissement de la propagation de fissure dans la zone de plasticité. Cette zone étant située en surface de l'entaille, la fissure se propage moins vite en surface, sans pour autant ralentir sa propagation en profondeur : le facteur de forme s'en trouve diminué. Cependant, ce sens est spécifique à ce concentrateur de contraintes. Dans le cas général, il y a un effet d'écrantage en surface mais un effet de gradient dans la profondeur. Les deux pourraient se compenser voir inverser leur effet pour d'autres concentrateurs de contraintes. Dans le cas de cette étude, l'évolution du facteur de forme du front de fissure est correcte sur les 500 premiers microns de propagation (50% de la durée de vie) et se stabilise à une valeur de 1,53 au lieu de la valeur de 1,04 observée expérimentalement.

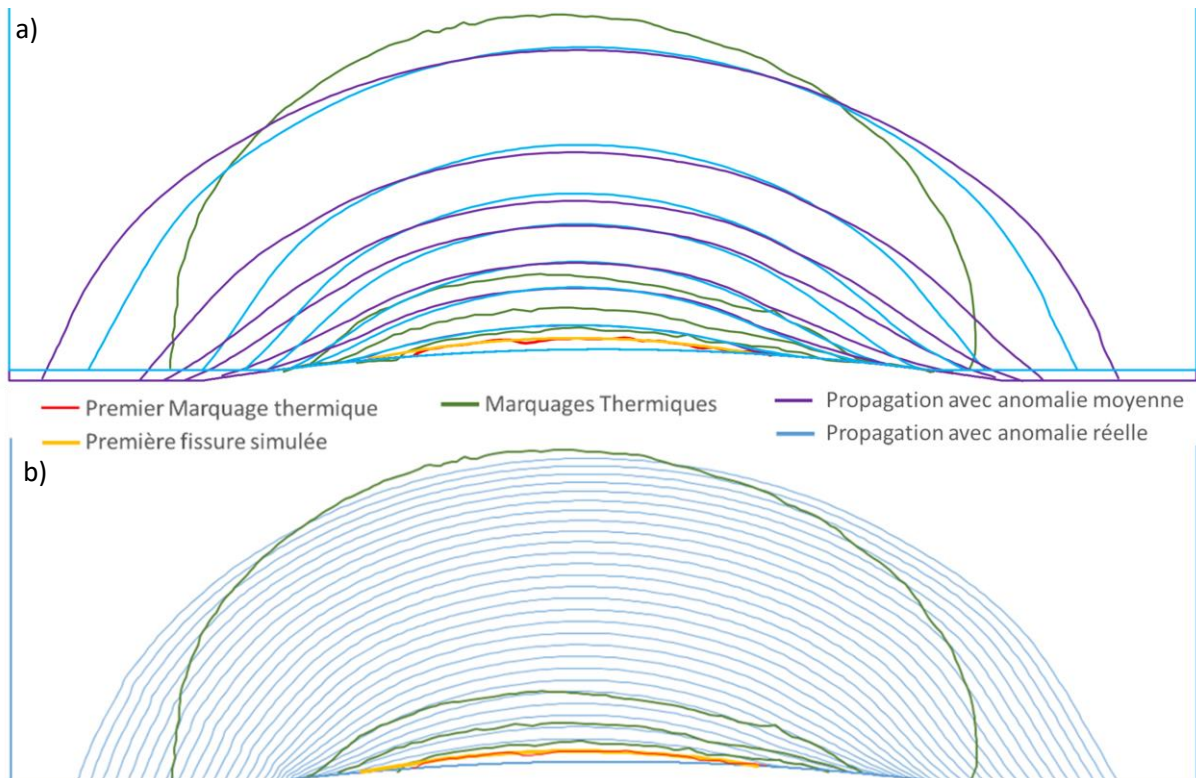


Figure E-20 : a) Comparaison des simulations de l'évolution de la forme des fissures simulées à partir d'une anomalie moyenne et de l'anomalie mesurée et b) évolution pas à pas de la propagation de la fissure issue de l'anomalie réelle

E.2.4. Simulation de fissure issue d'une anomalie choc, vérification de l'impact des contraintes résiduelles

Il est à noter que Z-cracks permet d'obtenir les grandeurs caractéristiques d'un front à partir de son abscisse curviligne s . Dans le cas des fissures elliptiques, il est plus simple d'utiliser les coordonnées cartésiennes pour définir la position sur le front. Cependant, lorsque la forme de celui-ci devient plus complexe, comme dans le cas des chocs produisant des fronts en forme de champignon, l'utilisation de l'abscisse curviligne permet d'avoir une représentation simple lorsqu'il y a plusieurs profondeurs pour une même abscisse (cf. Figure E-21).

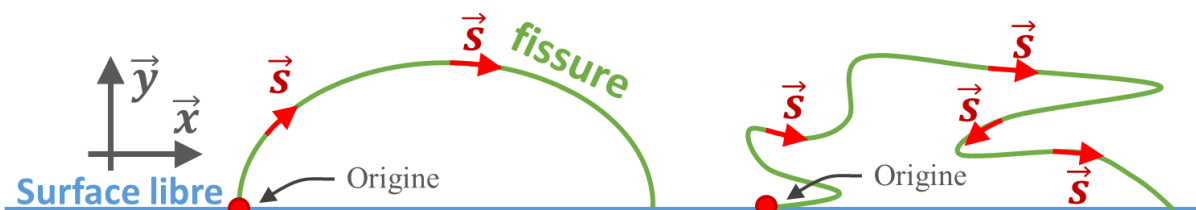


Figure E-21 : Représentation de l'abscisse curviligne pour une fissure semi-elliptique et pour une fissure aléatoire

La propagation du front en forme de champignon observable à l'aide d'un marquage thermique a été simulée (cf. Figure E-22). Les fronts successifs simulés sont présentés sur la Figure E-23a (quadrillage de 200 μm) et les profils de valeurs du FIC correspondants sont présentés dans la Figure E-23b. Le nombre de cycles simulés entre le premier front calculé et celui associé à l'itération 68 est de 2186 cycles. La même propagation mesurée par analyse des mesures de différence de potentiel est de 1923 cycles. La propagation à partir d'une fissure en forme de champignon semble donc correcte, bien qu'on ne sache pas justifier cette forme. On constate aussi que la simulation a tendance à homogénéiser la valeur du FIC le long du front. Entre l'itération 1 et 27, aucune propagation

ne se produit en profondeur de la fissure, uniquement une diminution de la taille des péninsules de ligaments.

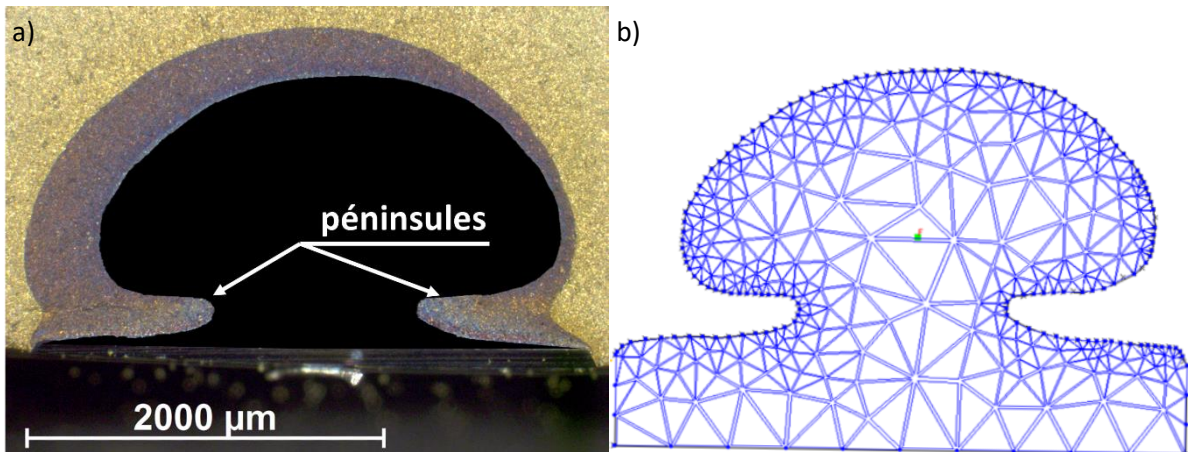


Figure E-22 : a) Séparation ligament/fissure de la fissure en forme de champignon issu d'un choc ; mise en évidence des deux « péninsules » de ligament et b) maillage de la fissure initiale de la simulation

La simulation est réalisée sans prendre en compte les contraintes résiduelles. Les valeurs locales de FIC atteignent leurs valeurs maximales à la 7^{ème} itération, soit après 50 cycles. Le fait que le maximum ne soit pas atteint lors du premier cycle est certainement lié à une numérisation de la fissure trop approximative du fait du faible contraste des marquages thermiques successifs dans la zone des péninsules du ligament. Par la suite, la valeur du FIC maximum diminue entre l'itération 7 jusqu'à l'itération 55 (1400 cycles) au profit d'une augmentation du FIC au point le plus profond.

Si on suppose qu'une fissure présente, à 10% près, des iso-valeurs de ΔK le long du front, on peut essayer, à partir de la forme du front, d'estimer l'intensité des contraintes résiduelles. On peut supposer que tout écart de la valeur du FIC entre une fissure semi elliptique avec valeurs de FIC stabilisées et les FIC de la fissure en forme de champignon peut, pour une profondeur donnée, être lié à la présence de contraintes résiduelles. Ainsi, on peut tracer (cf. Figure E-24a) les valeurs de ΔK en fonction de la profondeur. On peut alors en déduire l'influence sur le FIC des contraintes résiduelles en appliquant la méthode de calcul de FIC d'une fissure 2D d'une profondeur a (cf. formule E.13, [WEST39]), mais en utilisant les calculs 3D de Z-cracks des valeurs d'intensité de contraintes.

$$\Delta\sigma_{residuel} \propto \frac{\Delta K_{residuel}}{\sqrt{\pi \cdot a}} = \frac{\Delta K_{sans \sigma_{res}} - \Delta K_{front \ champignon}}{\sqrt{\pi \cdot a}} \quad (E.13)$$

Ce qui permet, pour une profondeur y donnée d'estimer le niveau de contraintes résiduelles :

$$\Delta\sigma_{residuel}(y) \propto \frac{\Delta K_{sans \sigma_{res}}(y) - \Delta K_{front \ champignon}(y)}{\sqrt{\pi \cdot a}} \quad (E.14)$$

Cette formule permet d'obtenir une estimation de la distribution spatiale des contraintes résiduelles, présentée sur la Figure E-24b en fonction de la profondeur. Il est à noter que deux points du front sont à la même profondeur, c'est pour cette raison que la courbe semble dédoublée.

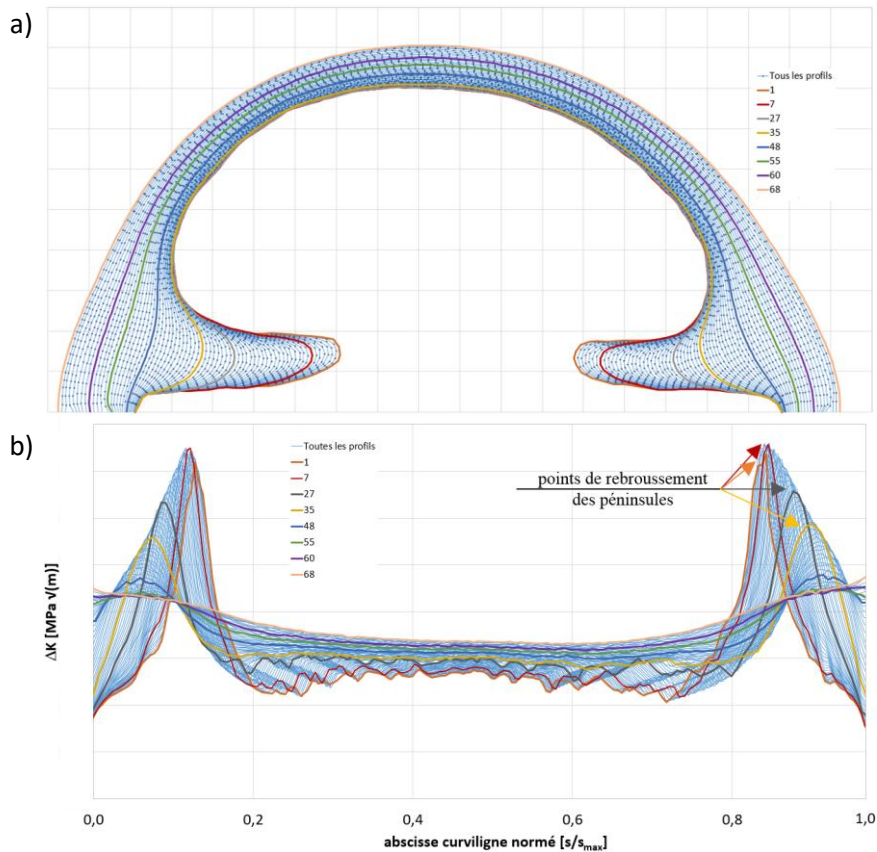


Figure E-23 : a) Fronts simulés et b) valeur du FIC sur l'abscisse curviligne normée du front

Le marquage thermique en forme de champignon a été réalisé après que l'éprouvette ait subi plus de 40 000 cycles. Le champ de contraintes résiduelles initialement introduit a donc pu évoluer au cours de la propagation. Ainsi, le champ de contraintes résiduelles calculées ici est certainement le champ de contraintes stabilisé sous une sollicitation de 1Re en fond d'entaille

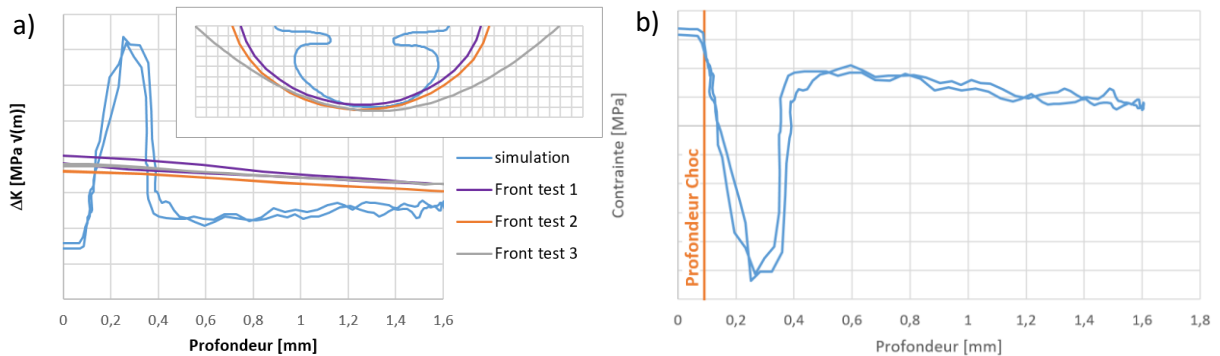


Figure E-24 : a) valeurs du FIC d'une fissure en forme de champignon comparées à celles d'une fissure semi-elliptique et b) champ de contraintes résiduelles déduit

Les fronts obtenus pour différentes itérations de calcul de propagation peuvent être soumis au même post-traitement. La Figure E-25 présente les résultats obtenus sur le front initial de la simulation (situation initiale), sur le front présentant la plus forte valeur de ΔK relevée (itération 7) ainsi que le front présentant la première avancée visible au point le plus profond (itération 35). On constate sur ces estimations de contraintes un pic de $0,62Re$ en compression à $250 \mu m$. Ces ordres de grandeur et de forme sont similaires aux contraintes résiduelles obtenues par Gourdin [GOUR15] par simulations éléments finis et par Prevéy et al. [PREV00]. Cette comparaison tend à démontrer que la forme particulière en champignon de ces essais est bien une conséquence du champ de contraintes résiduelles. La simulation développée ici présente un cas à $450^\circ C$ après 40 000 cycles pour des contraintes maximales de $1Re$ en fond d'une entaille avec un $K_I = 2$. La simulation devrait donc être

assez proche de celle réalisée par Gourdin [GOUR15] pour des chocs à 400°C et 0,875Re. Cependant, on observe plutôt que les résultats sont proches de ceux obtenus pour des contraintes plus importantes. Cette différence peut avoir deux origines :

- La première est liée au nombre et la nature des hypothèses employées dans le calcul des contraintes résiduelles, notamment la comparaison entre facteur d'intensité de contraintes de fissure elliptique et en champignon dont la formulation (Formule E.7) est très simple. De plus, cette formulation suppose que la forme de la fissure est entièrement déterminée par les contraintes résiduelles et sans aucune prise en compte d'une quelconque plasticité dans le modèle. La formule utilisée pour l'estimation des contraintes résiduelles à partir du FIC est uniquement valide pour des fissures planes à front droit dans un milieu infini soumis à un chargement homogène [WEST39]. Il existe certainement un rapport de proportionnalité à intégrer à cette formulation similaire à celui qui relie le FIC d'une fissure semi-elliptique et une fissure plane à front droit.
- La seconde est la présence de la fissure dans une région soumise à des contraintes résiduelles ayant relaxées. Comme présentées dans la partie B.4.2 ; ou comme le montre la différence d'évolution après relaxation entre les répartitions des contraintes à 400°C (à respectivement 0,875 et 1,25Re) de Gourdin [GOUR15]; les contraintes résiduelles évoluent davantage et plus rapidement avec un chargement externe plus important. Une fissure crée, en pointe de fissure, de très forts niveaux de sollicitation créant une zone plastifiée qui peuvent relaxer les contraintes résiduelles. La taille de cette zone d'influence peut être calculée avec la formule d'Irwin $r = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{\sigma}{R_0}\right)^2$. La zone plastique de la fissure en forme de champignon possède donc un rayon minimum de l'ordre de 225 µm. Cette création de zone plastifiée peut-être la raison pour laquelle les répartitions des contraintes résiduelles calculées dans cette étude sont plus proches des simulations pour 1,25Re que pour 0,875Re. Cependant, cette réflexion nécessite de supposer que les situations sont directement comparables, impliquant donc de négliger que les situations sont assez différentes. On néglige dans cette comparaison le fait que l'éprouvette de l'étude de ce manuscrit possède un gradient de contraintes et le fait qu'on est avec une différence de matériaux, de températures de 50°C et de profondeurs de chocs introduits.

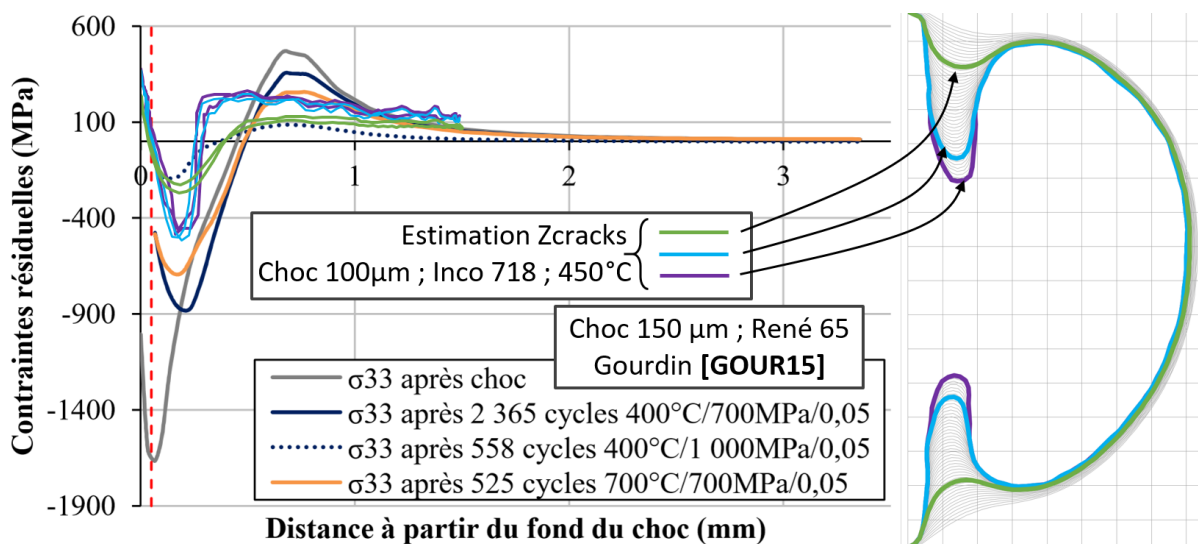


Figure E-25 : Post-traitement réalisé à partir des FIC obtenus par Z-cracks comparé aux simulations du champ de contraintes résiduelles obtenu par EF par Gourdin [GOUR15]

E.3. Conclusions et perspectives intermédiaires

On a modélisé la propagation d'une fissure à l'aide de la méthode G-thêta à l'intérieur d'une pièce en 3 dimensions. Les simulations réalisées dans cette étude montrent que l'utilisation d'une simple loi de propagation de Paris avec correction d'Elber déterminée expérimentalement permet une bonne estimation de la durée de vie en propagation de fissure par fatigue sur éprouvettes lisses et sur éprouvettes à gradient de contraintes (Figure E-15 pour la partie EDM et Figure E-10 pour la partie FIB).

De plus, nous avons établi que les simulations, avec les hypothèses utilisées (calculs réalisés en élasticité notamment), tendent à surévaluer les valeurs du facteur de forme en comparaison des fronts observés par marquages thermiques. Cependant, si dans les cas numériques comme expérimentaux, l'évolution des facteurs de forme converge, cette convergence n'est toutefois pas identique. En effet, expérimentalement, le facteur de forme converge vers une valeur dépendant de la nature du chargement tandis que numériquement, il converge vers une fonction linéaire de la profondeur de fissure mais indépendante du chargement. Plusieurs solutions sont envisageables pour pallier cette limitation de la simulation. La première serait un ajout du calcul des FIC en prenant en compte les conditions de sollicitation locales (rapport de charge et intensité de la charge qui peuvent varier en chaque point). La seconde consisterait à supposer que ce phénomène est lié à la non prise en compte de la plasticité en pointe de fissure et au fait que la loi de propagation macroscopique est injectée localement en un unique point. L'avancée de fissure au point A ne dépend que du FIC en ce point. Celle-ci pourrait se fonder sur un incrément de surface par unité de longueur de front de fissure. Ainsi, tous les points du front seraient pris en compte pour déterminer l'avancée en A de la fissure.

Enfin, à l'aide de la forme singulière de la fissure issue d'un choc sous chargement élastique, une estimation du champ de contraintes résiduelles introduites a pu être réalisée. Ce calcul se fonde sur l'hypothèse que ces contraintes résiduelles sont les principales responsables de la morphologie du front ainsi que sur une relation de fissure plane entre le FIC et la contrainte résiduelle. Il met en évidence une différence avec les contraintes résiduelles obtenues par calcul avec relaxation (travaux de Gourdin **[GOUR15]**) et les contraintes résiduelles obtenues après la propagation de la fissure. Les contraintes résiduelles après relaxation et **avec** la propagation de fissure sous un chargement externe σ_1 sont similaires aux contraintes résiduelles après relaxation **sans** propagation de fissure mais sous un chargement externe σ_2 tel que $\sigma_2 > \sigma_1$. Il semble donc y avoir interaction entre les contraintes résiduelles induites par l'anomalie et la zone plastifiée en pointe de fissure.

E.4. Bibliographie

- [BARS75]** Barsoum R.S. , Roshdy S. , 1975 , Further application of quadratic isoparametric finite elements to linear fracture mechanics of plate bending and general shells. International Journal of Fracture Vol. 11
- [BARS77]** Barsoum R.S. , 1977 , triangular quarter-point elements as elastic and perfectly-elastic crack tip elements. international journal for numerical methods in engineering Vol. 11-11 ; (85–98)
- [CHIA10]** Chiaruttini V. , Feyel F. , Chaboche J. L. , 2010 , A robust meshing algorithm for complex 3D crack growth simulation. European Conference on Computational Mechanics, Paris, France
- [CHIA11]** Chiaruttini V. , Guilie J. , Feyel F. , Bonnet M. , Le Tallec P. , 2011 , Approches par maillage conforme en mécanique non-linéaire de la rupture : méthode G-theta et modèle de zone cohésive. présentation lors du 10e colloque national en calcul des structures
- [CHIA13]** Chiaruttini V. , Riolo V. , Feyel F. , 2013 , Advanced remeshing techniques for complex 3D crack propagation. 13th International Conference on Fracture, Beijing, China
- [DEZE19]** Dezecot S. , Rambaudon M. , Koster A. , Szmytka F. , Maurel V. , Buffiere J.-Y. , 2019 , Fatigue crack growth under large scale yielding condition in a cast automotive aluminum alloy. Materials Science and Engineering: A Vol. 743 ; (87–97)
- [GENI12]** Geniaut S. , Feyel F. , Chaboche J. L. , 2012 , Calcul des facteurs d intensité des contraintes par extrapolation du champ de déplacements. Manuelle de référence du code Aster Vol. document R7.02.08 révision 8586
- [GOUR15]** Gourdin S. , 2015 , Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d’anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [GRIL12]** Gril J. , 2012 , La Joconde, sa conservation préventive, le rôle essentiel joué par des chercheurs montpelliérains. Séances publiques de l’Académie des Sciences et Lettres de Montpellier
- [JOLL84]** Jolles M. , Tortoriello V. , 1984 , Geometry Variation During Fatigue Growth of Surface Flaws,. Fracture Mechanics: 15th symposium, ASTM STP 833 Vol. American Society for Testing and Material ; (300–311)
- [LEE15]** Lee S.-J. , Chang Y.-S. , 2015 , Evaluation of primary water stress corrosion cracking growth rates by using the extended finite element method. Nuclear Engineering and Technology Vol. 47-7 ; (895–906)
- [MOHE06]** Mohen J.P. , Menu M. , Mottin B. , 2006 , Au Coeur de La Joconde. Gallimard, Paris
- [MURA01]** Murakami Y. , Hasebe N. , Nao-Aki N. , 2001 , Stress Intensity Factors Handbook. The Society of Materials Science, Japan Vol. 4 chap. 5
- [NEWM84A]** Newman J.C.Jr. , 1984 , A crack opening stress equation for fatigue crack growth. International Journal of Fracture Vol. 24–4 ; (131–135)
- [NEWM84B]** Newman J.C.Jr. , Raju I. S. , 1984 , Prediction of fatigue crack-growth patterns and lives in three-dimensional cracked bodies. Engineering Fracture Mechanics Vol. ICF6, New Delhi (india)
- [POMM97]** Pommier S. , Prioul C. , Bompard P. , 1997 , Influence of a negative R ratio on the creep-fatigue behaviour of the N18 nickel base superalloy. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 20 ; (93–107)
- [PREV00]** Prévéry P. , Telesman J. , Gabb T. , Kantzos P. , 2000 , FOD resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718. Proceedings of the 5th Nat. Turbine Eng. HCF Conference
- [SANS00]** Sansoz F. , 2000 , Propagation des petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18. Thèse de doctorat. ParisTech
- [WEST39]** Westergaard H.M. , 1939 , Bearing Pressures and Cracks. Journal of Applied Mechanics Vol. 6 ; (49–53)

Partie F : Conclusion et perspectives

F.1. Conclusion générale	193
F.2. Perspectives.....	195
F.3. Bibliographie.....	197

Partie F. Conclusion et perspectives

F.1. Conclusion générale

L'objectif de ce travail de thèse consistait à évaluer la nocivité sur la tenue en fatigue des anomalies de surface de type « choc » issues de la chute d'objets lors d'opérations de maintenance sur des disques de turbine. Cette étude, menée en collaboration avec SAFRAN, avait pour but de répondre à leurs besoins industriels dans la cadre d'une certification en tolérance aux dommages des disques de turbines, pièce critique des moteurs CFM en étendant les études préalables au cas d'anomalies présentes dans des zones de concentration de contraintes. C'est pourquoi cette étude a été réalisée sur l'alliage Inconel 718 DA en considérant des éprouvettes avec entaille. Toutefois, afin d'analyser la propagation de fissures issues d'anomalies de type « choc », d'autres anomalies ont été exploitées au cours de ce travail à titre de comparaison. Ainsi les anomalies de surface utilisées dans cette étude sont des anomalies semi-sphériques usinées par EDM, des anomalies semi-circulaires usinées par FIB et des anomalies semi-elliptiques usinées par polissage. Grâce à cette comparaison, l'influence de paramètres tels que la profondeur, la morphologie et le type d'anomalie ainsi que les contraintes résiduelles sur la propagation a pu être établie.

Dans un premier temps, une étude bibliographique préliminaire a été menée dans l'objectif de comprendre notre matériau et de prédire la nocivité relative à l'introduction respectives des différents types d'anomalies utilisés lors de cette étude. Les anomalies réalisées au FIB et à la fissureuse n'engendrent pas de modification microstructurale à leur périphérie et introduisent des contraintes résiduelles moindres que les chocs et l'usinage EDM. Elles n'influenceront l'amorçage et la propagation que par leur géométrie. Les anomalies EDM et choc, quant à elles, influenceront aussi la durée de vie à cause de leurs contraintes résiduelles et des modifications microstructurales. De plus, afin de simplifier la problématique, nous avons souhaité utiliser un gradient de contraintes en élasticité adaptée afin d'avoir une zone plastique mais que ce gradient de contraintes n'évolue pas dans le temps après le premier cycle de chargement. L'entaille correspondante, d'un rayon de 4 mm et d'une profondeur de 1 mm, choisie pour cette étude a été déterminée de l'aide de calculs par éléments finis.

Afin de répondre à la problématique de la propagation de fissure issue de choc en gradient de contraintes, une importante campagne expérimentale a été réalisée avec une chaîne de dépouillement numérique. Des essais de fatigue sur des éprouvettes à section rectangulaire contenant uniquement des anomalies et d'autres contenant des anomalies introduites dans des gradients de contraintes ont été réalisés à différents niveaux de sollicitation. Ces niveaux ont été sélectionnés dans le but de couvrir la gamme d'utilisation présente dans un disque.

Afin de suivre ces essais, la méthode de suivi utilisée est la mesure de différence de potentiel par courant continu (DCPD) reposant sur des courbes de calibration. Cette dernière permet de relier mesure de différence de potentiel et profondeur de fissure. La méthode DCPD permet de détecter l'apparition de fissure inférieure à 50 μm et ainsi de séparer la phase d'amorçage (au sens du potentiel) et de propagation à partir des anomalies. Une partie des travaux présentés ont permis d'améliorer la connaissance de cette technique. Il a notamment été montré l'influence de la plasticité localisée sur le suivi électrique. Dans cette partie, on a montré que la résistivité évolue linéairement par rapport à la déformation totale. Cependant, cette évolution a une influence négligeable sur la mesure réalisée avec la méthode DCPD. Une stratégie d'identification de la courbe de calibration numérique a aussi été explorée. Cette stratégie repose sur l'utilisation de deux marquages thermiques du front de fissure lors du post traitement afin d'améliorer la fiabilité de la technique. Ces marquages permettent de calibrer par calculs éléments finis la distance entre les points de soudure et la valeur de normalisation du

potentiel. Ces deux grandeurs sont les deux facteurs d'influence d'ordre 1 lors du calcul des courbes de calibration potentiel-longueur de fissure.

Par la suite, les essais ont été exploités à l'aide de la méthode décrite précédemment dans le but de caractériser le comportement en fatigue sous gradient de contraintes. Quatre types d'anomalies ont été utilisés avec des objectifs différents. L'analyse des résultats expérimentaux a montré l'amorçage très rapide de fissures à partir de chocs ainsi que des anomalies « fissureuses ». La part d'amorçage dans la durée de vie totale de l'éprouvette reste en effet inférieure à 20%. En comparaison, l'amorçage des fissures issues des anomalies usinées par FIB et EDM représente plus de 50% de la durée de vie. Ces résultats montrent que la phase de propagation est dominante et que la phase d'amorçage peut être négligée pour les anomalies issues de chocs. Cependant ceci n'est pas le cas de toutes les anomalies, surtout les anomalies EDM, qui sont pourtant les anomalies de plus forte profondeur présentées dans cette étude.

L'étude réalisée sur des éprouvettes lisses contenant des anomalies sphériques EDM a permis d'identifier la loi de propagation de type Paris avec correction d'Elber sur le domaine des rapports de charge négatifs. Les anomalies semi-cylindriques FIB en entaille ont permis de mettre en exergue que les fissures se propagent de manière semi-circulaire lors de faible chargement, mais qu'un plus fort chargement induit une modification de cette forme. Un chargement élevé à rapport de charge nul favorise le développement en profondeur et, à l'inverse, un chargement à rapport de charge négatif favorise le développement en surface. De plus, les essais réalisés avec anomalie semi-elliptique ont permis de fixer une référence de développement de fissure, sans contrainte résiduelle, issue d'anomalie de longueur équivalente à celle des chocs. Cette comparaison a permis d'attribuer aux contraintes résiduelles issues de l'introduction d'un choc les formes singulières observées. On constate un fort ralentissement des fissures dans les premiers stades de la propagation pour les faibles cas de chargement à rapport de charge nul. Cet effet s'atténue en augmentant la charge ou en diminuant le rapport de charge mais ne disparaît que pour le plus fort cas de chargement examiné à rapport de charge -1. De plus, ce ralentissement impacte les formes de la fissure qui propage alors majoritairement en interne en son centre, au milieu de l'anomalie. La propagation est bien plus lente proche des extrémités du front, la fissure étant épinglée aux bords de l'anomalie. Dans les cas de contrainte assez faible et à rapport de charge nul, une propagation de fissure en forme de champignon a été observée. Enfin, un comparatif des durées de vie en propagation a été réalisé afin de quantifier l'influence des contraintes résiduelles des chocs. Ceux-ci ont peu d'influence lorsqu'il n'y a pas de gradient de contraintes. Cependant, en présence de ce gradient, les contraintes résiduelles sont néfastes pour les forts cas de chargement et bénéfique pour les plus faibles.

Les modélisations réalisées sous Z-Cracks de la propagation de fissure lors de cas simples donnent de bonnes prédictions sur les durées de vie en propagation de fissure. Cependant, la modélisation de la propagation à partir de chocs ne prend pas en compte les phénomènes mécaniques les plus complexes mis en jeu, tel qu'un comportement élasto-plastique ou l'introduction de contraintes résiduelles. Les estimations de durées de vie sont alors trop conservatives. Cependant, la différence entre simulation et expérience peut, dans certains cas, permettre d'estimer le champ de contraintes résiduelles.

F.2. Perspectives

Le travail et les analyses réalisés dans ce manuscrit répondent à de nombreuses questions, mais en soulèvent encore plus. Cette partie a pour objectif de souligner les plus importantes d'entre elles, notamment dans le but de répondre au besoin industriel avec plus de précision, de continuer et d'améliorer la connaissance scientifique concernant le suivi de fissuration électrique et la propagation de fissures issues d'anomalies de maintenance.

La perspective la plus importante de ce travail concerne la nature du choix le plus notable réalisé dans cette thèse. Lors de l'étude sur flotte des anomalies de maintenance, deux types d'anomalies ont principalement été observés : les rayures et les chocs. Or, cette étude n'a été menée qu'avec ces derniers. L'influence du gradient de contraintes sur la propagation de fissure issue de rayure n'a donc pas été étudiée dans ce manuscrit. Doremus et Gourdin ont montré dans leur thèse respective, que les fissures issues de rayure possédaient une morphologie de front de fissure différente de celles issues de chocs [**DOR14, GOUR15**]. De plus, une seule profondeur de choc a été réalisée dans cette étude. L'influence de ce paramètre, intimement liée au champ de contraintes résiduelles induit, doit être le facteur prépondérant sur la création, ou non, d'une fissure en forme de champignon. Enfin, les caractérisations des anomalies présentes sur des pièces en service montrent des anomalies moins nocives, avec des profondeurs plus faibles et des morphologies plus douces. Cette étude concerne donc uniquement les anomalies les plus critiques.

L'une des avancées de ce travail concerne l'amélioration de la qualité de post-traitement du suivi de la différence de potentiel à l'aide de modélisations par éléments finis. Cependant, cette méthode ne permet pas de suivre l'évolution de la forme de la fissure en temps réel. Cette évolution est une hypothèse dans le suivi et une donnée d'entrée mesurée dans le post traitement. Un seul couple de sondes de mesure n'est pas suffisant pour déterminer la morphologie de la fissure. Le développement d'un dispositif expérimental utilisant un faisceau de sondes de part et d'autre de la fissure pourrait être une piste pertinente dans l'objectif d'améliorer cette méthode de suivi électrique. Les travaux de thèse de Gourdin [**GOUR15**], considérant 3 sondes de chaque côté de l'anomalie, ont montré l'intérêt de cette direction d'étude.

De plus, lors des expériences avec anomalies de type FIB, cette étude a montré qu'un chargement élevé favorise le développement de la fissure, soit en surface, soit en profondeur, en fonction du rapport de charge. Cependant, les causes de ces phénomènes ont peu été discutées. La principale hypothèse serait d'attribuer ce phénomène à l'effet de fermeture en surface. Jolles et Tortorielle ont montré que le rapport entre niveau d'ouverture interne et surface évolue entre 0,9 et 1 en fonction du rapport de charge R avec R positif [**JOLL83**]. De plus il est connu qu'une fissure plane à front droit possède une zone plastique qui transite d'un comportement contraintes planes à déformations planes sur une distance correspondant à un quart de la profondeur de fissure, mais est différent pour d'autres formes de géométries. Les effets de fermeture seraient donc influencés par la forme des fissures elles-mêmes. Cette relation entre morphologie de fissure et effet de fermeture, effets qui s'influencent mutuellement, est encore à monter et à incorporer dans les modèles de propagation de fissure.

Enfin, l'objectif final de cette étude est de proposer une méthodologie de prédiction de durée de vie applicable à l'échelle du disque de turbine. Or, les conditions d'essais considérées dans cette étude sont peu représentatives en termes de chargement et de variation de température. En effet, ces essais sont isothermes et ne présentent aucun temps de maintien, ni de variation de niveau de contrainte (surcharge ou sous charge), ni de chargement plus complexe (bi-axiaux). Ainsi des essais en laboratoire avec des sollicitations plus complexes, ou encore sur des matériaux vieillis, peuvent être nécessaires quant à la compréhension de la propagation.

L'un des exemples porte sur la rugosité des fissures. Les travaux cités dans ce manuscrit montrent exclusivement des fronts de fissure d'aspect régulier et de courbure relativement faible (à l'exception des fissures en forme de champignon). Cependant, les travaux de thèse de Fessler **[FESS17A, FESS17B]** montrent qu'en fatigue-fluage combinés, les fissures ont leurs fronts très courbes et tortueux. Enfin, plus le temps de maintien ou la température augmente, plus ces effets s'amplifient. Cet effet peut être relié à l'existence d'un couplage fort entre la microstructure, l'environnement et le chargement thermomécanique. Ce couplage est responsable de l'effet de fréquence et de temps de maintien constaté expérimentalement sur les courbes de propagation **[MOLI97, PEDR82]**. Ces effets d'histoire sont supposés être liés à la relaxation des contraintes en pointe de fissure durant le temps de maintien. En effet, la viscosité du matériau contrôle la relaxation des contraintes à l'aide des dislocations qui, en se déplaçant, conduisent à une déformation irréversible. Or les dislocations captent et emportent dans leur sillage des espèces oxydantes. Ainsi, la majorité des dislocations sont immobiles en fin de temps de maintien, lorsque le matériau est équilibré. L'effet de l'environnement est alors diminué. Ponnelle a montré cet effet avec des essais de temps de maintien à une température plus élevée en début ou en fin de palier. Les résultats d'essais de fissuration ont été conformes à ce qui était attendu : augmenter la température en début de palier accélère les effets de relaxation **[PONN01]**. Ces aspects, développés dans les travaux de Fessler sur des éprouvettes KBr et CT en Inconel 718DA, pourraient être combinés avec l'aspect présenté dans ces travaux. Réussir à prendre en compte la contribution du gradient de contraintes, des contraintes résiduelles ainsi que des effets d'histoire (fréquence, temps de maintien) permettraient la réalisation de simulations de propagation plus réalistes sur pièce réelle, soumise à de complexes sollicitations thermomécaniques.

Enfin, les simulations de propagation ont été réalisées sans prise en compte de la plasticité, ni des contraintes résiduelles ni de la bifurcation du chemin de fissure. Pourtant, ces grandeurs physiques sont connues et ont été montrées dans ce manuscrit comme étant fortement influentes sur la propagation de fissure de fatigue. La simulation par éléments finis couplée à des mesures d'identification de seuil et direction de bifurcation ainsi que l'introduction de champs de contraintes résiduelles mesurées ou simulées doivent permettre d'identifier et de quantifier les vitesses d'avancées plus précises. Un travail expérimental et théorique important reste à réaliser à ce niveau. Le travail de thèse de Sadriji **[SADR19]** devrait permettre de fournir une mesure précise réalisée sur synchrotron de champ de contraintes résiduelles afin d'améliorer cette modélisation.

F.3. Bibliographie

- [FESS17A] Fessler E. , 2017 , Etude des interactions fatigue-fluage-environnement lors de la propagation de fissure dans l’Inconel 718 DA. Thèse de doctorat, de l’université de toulouse, de Institut National Polytechnique de Toulouse et de Onera
- [FESS17B] Fessler E. , Andrieu E. , Bonnard V. , Chiaruttini V. , Pierret S. , 2017 , Relation between crack growth behaviour and crack front morphology under hold-time conditions in DA Inconel 718. International Journal of Fatigue Vol. 96 ; (17–27)
- [GOUR15] Gourdin S. , 2015 , Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d’anomalies de surface dans le René 65. In: Thèse de doctorat. ISAE-ENSMA
- [HAND92] Hand R.J. , 1992 , Stress intensity factors for penny and half-penny shaped cracks subjected to a stress gradient. International Journal of Fracture Vol. 57 ; (237–247)
- [JOLL83] Jolles M. , Tortoriello V. , 1983 , Geometry variations during fatigue growth of surface flaws. Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium—Volume I: Theory and Analysis
- [MOLI97] Molins R. , Hochstetter G. , Chassaigne J. , Andrieu E. , 1997 , Oxidation effects on the fatigue crack growth behaviour of alloy 718 at high temperature. Acta Materialia Vol. 45-2 ; (663–674)
- [NEWM81] Newman J.C.Jr. , Raju I. S. , 1981 , An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Engineering Fracture Mechanics ; (185–192)
- [PEDR82] Pedron J. , Pineau A. , 1982 , The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650 C under fatigue, creep and combined loading. Materials science and engineering Vol. 56-2 ; (143–156)
- [PONN01] Ponnelle S. , 2001 , Propagation des fissures par fatigue a haute temperature dans l’Inconel 718: effets de microstructure et de chargements complexes. In: Thèse de doctorat. Paris, ENMP
- [SADR19] Sadriji B. , 2019 , Evolution du modèle incrémental de fissuration par fatigue : traitement de la micro-fissuration issue d’anomalies de surface de type rayure et choc sous chargement complexe. Thèse de doctorat. LMT cachan
- [SMIT67] Smith F.W. , Emery A. F. , Kobayashi A. S. , 1967 , Stress intensity factors for semicircular cracks. Part 2 : semi-infinite solid. Trans ASME J. Appl. Mechs Vol. 34-E ; (953–959)
- [WANG95] Wang X. , Lambert S. B. , 1995 , Stress intensity factors for low aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates subjected to nonuniform stresses. Engineering Fracture Mechanics Vol. 51-4 ; (517–532)
- [WANG97] Wang X. , Lambert S. B. , 1997 , Stress intensity factors and weight functions for high aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates. Engineering Fracture Mechanics Vol. 57-1 ; (13–24)

Annexes

Annexe 1 : Ecart relatif des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante 200
Annexe 2 : Formulaire des facteurs d'intensité de contraintes 207
G.1.1. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous charge uniforme [NEWM81]207
G.1.2. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous un gradient de contraintes à l'aide de fonctions de poids [WANG95, WANG97]208
G.1.3. FIC de fissure de surface semi-circulaire sous un gradient de contraintes de forme polynomiale [HAND92]209

Annexe 1 : Ecart relatif des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante .

Dans cette annexe, Figure G-1, on voit la totalité des écarts simulés. La Figure G-2 et la Figure G-3 présentent l'impact de la conductivité variable sur la mesure de la profondeur de la fissure en microns et en pourcents. Tous les écarts relatifs calculés, avec comme variable, $R = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et $P = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$, sont présentés. Cependant, tous ces paramètres rendent la figure peu lisible. Les paramètres ont donc été décomposés sur de la Figure G-4 à la figure G-7.

La Figure G-4 présente l'influence de la contrainte sur l'écart relatif et la Figure G-5 présente l'impact sur la mesure faite en microns et en pourcents. Pour tous les concentrateurs de contraintes étudiés, plus la contrainte est forte, plus la courbe de calibration avec une conductivité variable est éloignée de la courbe de calibration à conductivité constante. De plus, cet écart augmente avec l'augmentation de la profondeur de fissure.

La Figure G-6 présente l'influence du rayon sur l'écart relatif et la figure G-7 présente l'impact sur la mesure faite en microns et en pourcents. Pour toutes les pressions, plus la concentration de contrainte est élevée; plus la courbe de calibration avec une conductivité variable sera éloignée de la courbe de calibration à conductivité constante. De plus, cet écart augmente aussi avec l'augmentation de la profondeur de fissure.

Globalement, si on reste dans un domaine où la durée de vie est de plus de 1000 cycles (Figure G-6 c, d et e et figure G-7 c, d et e), l'écart relatif de calibration avec une conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante est inférieur à 1% et cet impact sur la mesure de fissure est inférieur à 1,5%. Ces variations sont négligeables par rapport aux incertitudes expérimentales.

On peut donc globalement conclure qu'avec des concentrations de contraintes avec un K_t inférieur à 3; la conductivité variable due à la plastification du matériau n'est pas à prendre en compte lors du suivi de la propagation de fissure.

Cependant, il est constaté que plus le K_t est important (Figure G-6 et figure G-7) plus l'impact de la conductivité variable sur la courbe se fait sentir. Ainsi, dans le cas où $K_t < 3$, cet impact peut être négligé, mais cette conclusion est moins évidente pour les $K_t \geq 3$.

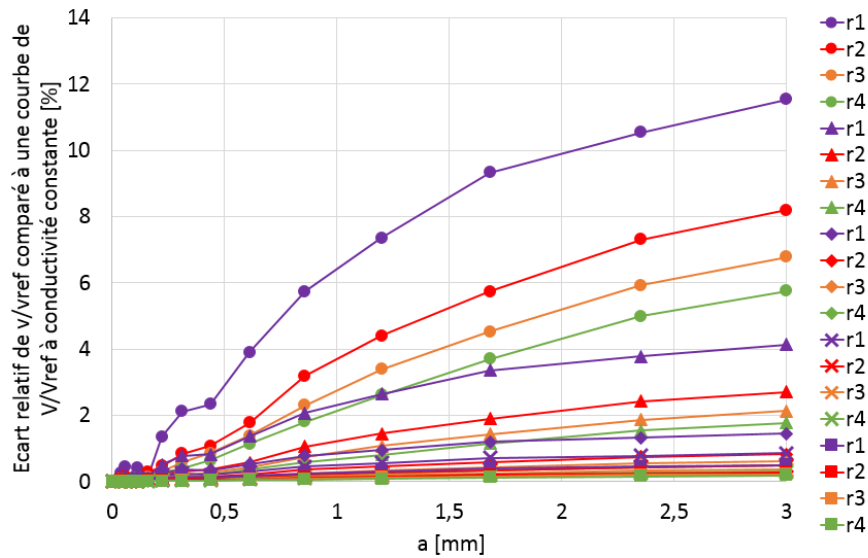


Figure G-1 : Tous les écarts relatifs de V/V_{ref} calculés des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration V/V_{ref} à conductivité constante, avec comme variable, $r = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et $P = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$

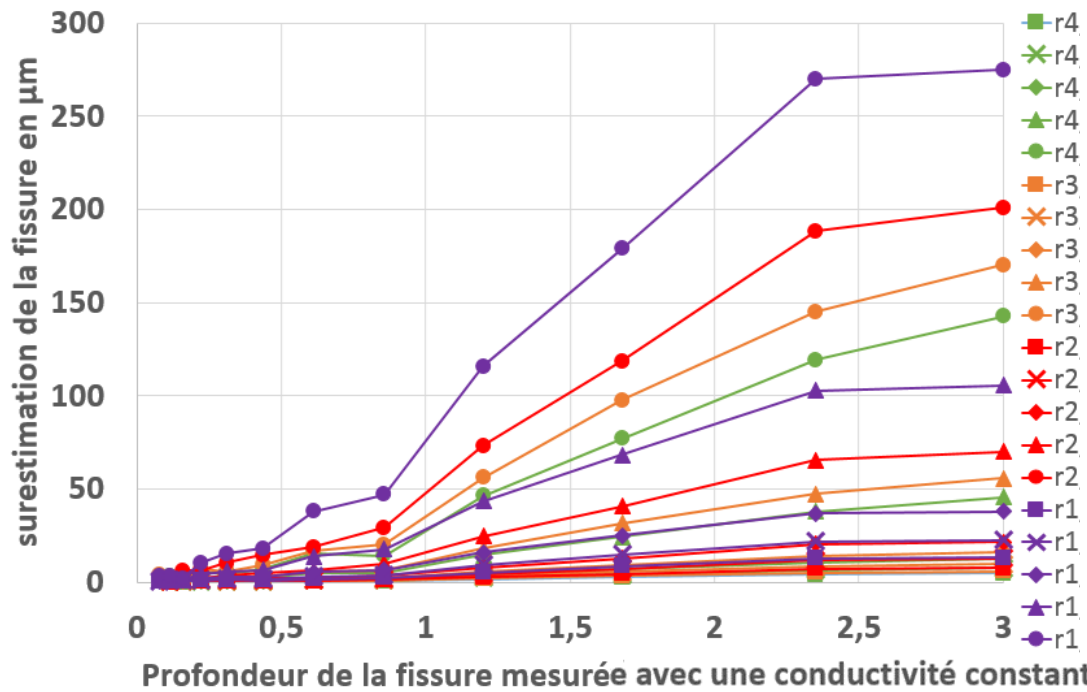


Figure G-2 : Toutes les surestimations de profondeur de fissure en microns réalisées si la prise en compte de la conductivité variable n'est pas faite, avec comme variable, $r = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et $P = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$

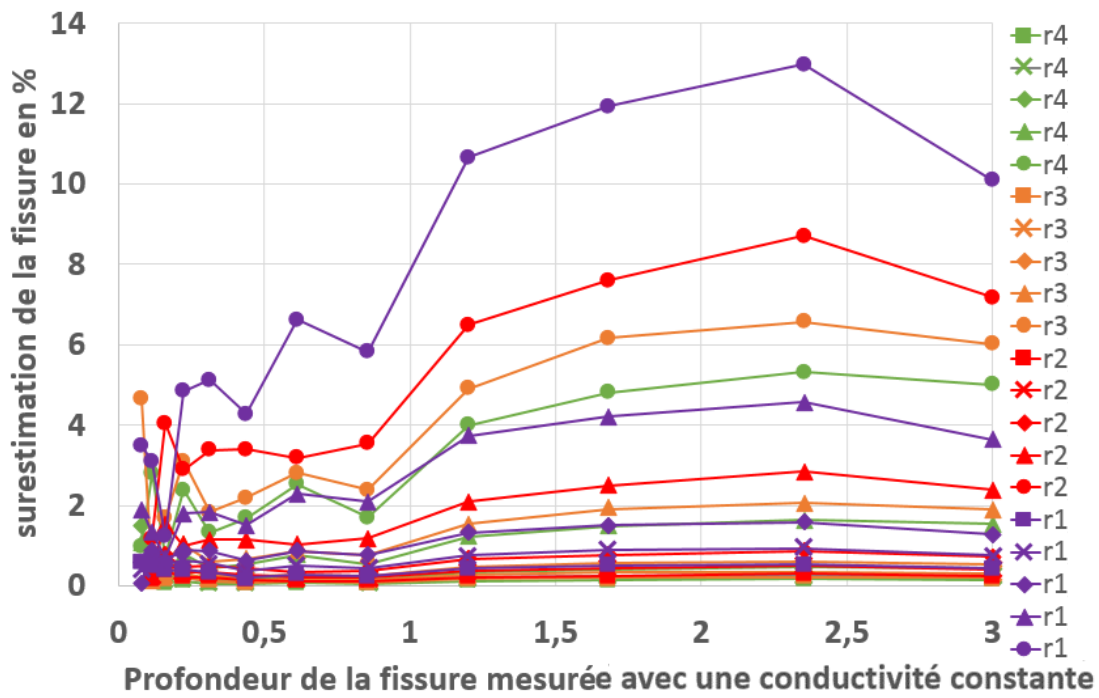


Figure G-3 : Toutes les surestimations de profondeur de fissure en pourcents réalisées si la prise en compte de la conductivité variable n'est pas faite, avec comme variable, $r = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et $P = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$

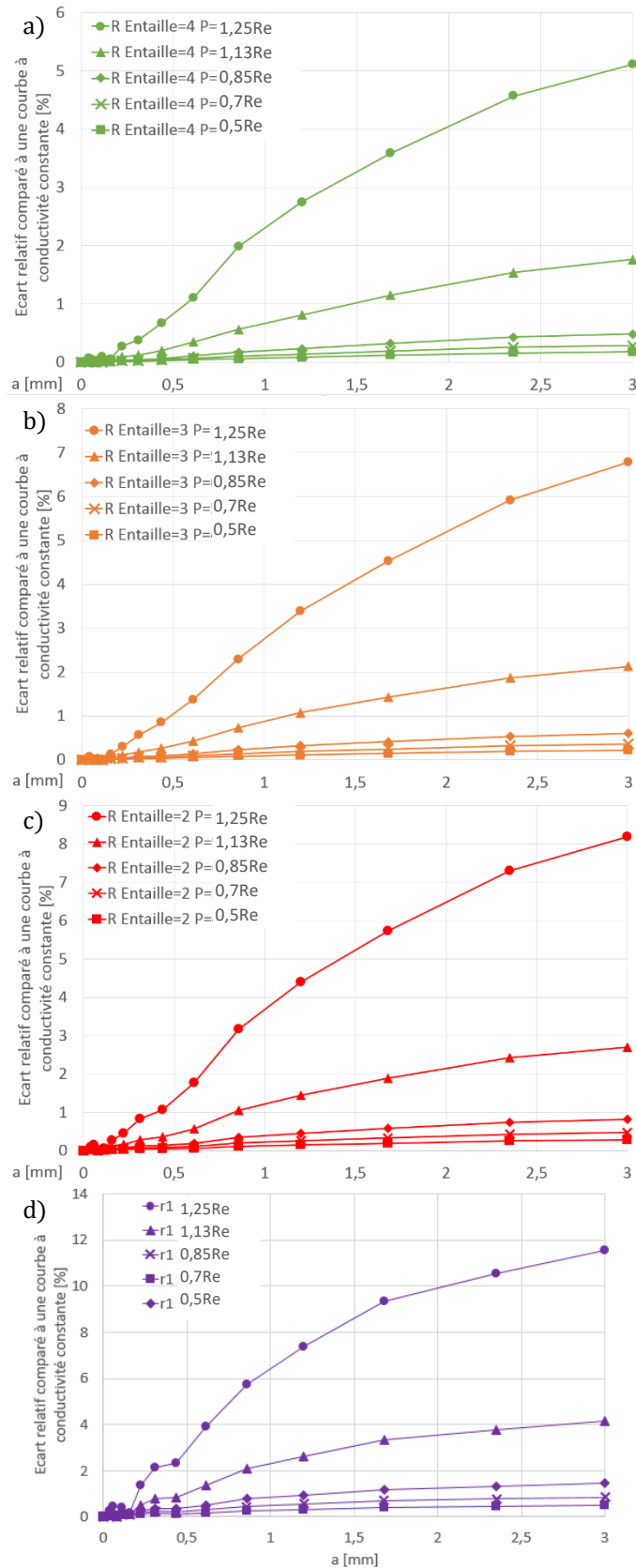


Figure G-4 : Tous les écarts relatifs calculés des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante, avec comme variable $P = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$ et séparés par rayon a) $R = 4 \text{ mm}$; b) $R = 3 \text{ mm}$; c) $R = 2 \text{ mm}$ d) $R = 1 \text{ mm}$

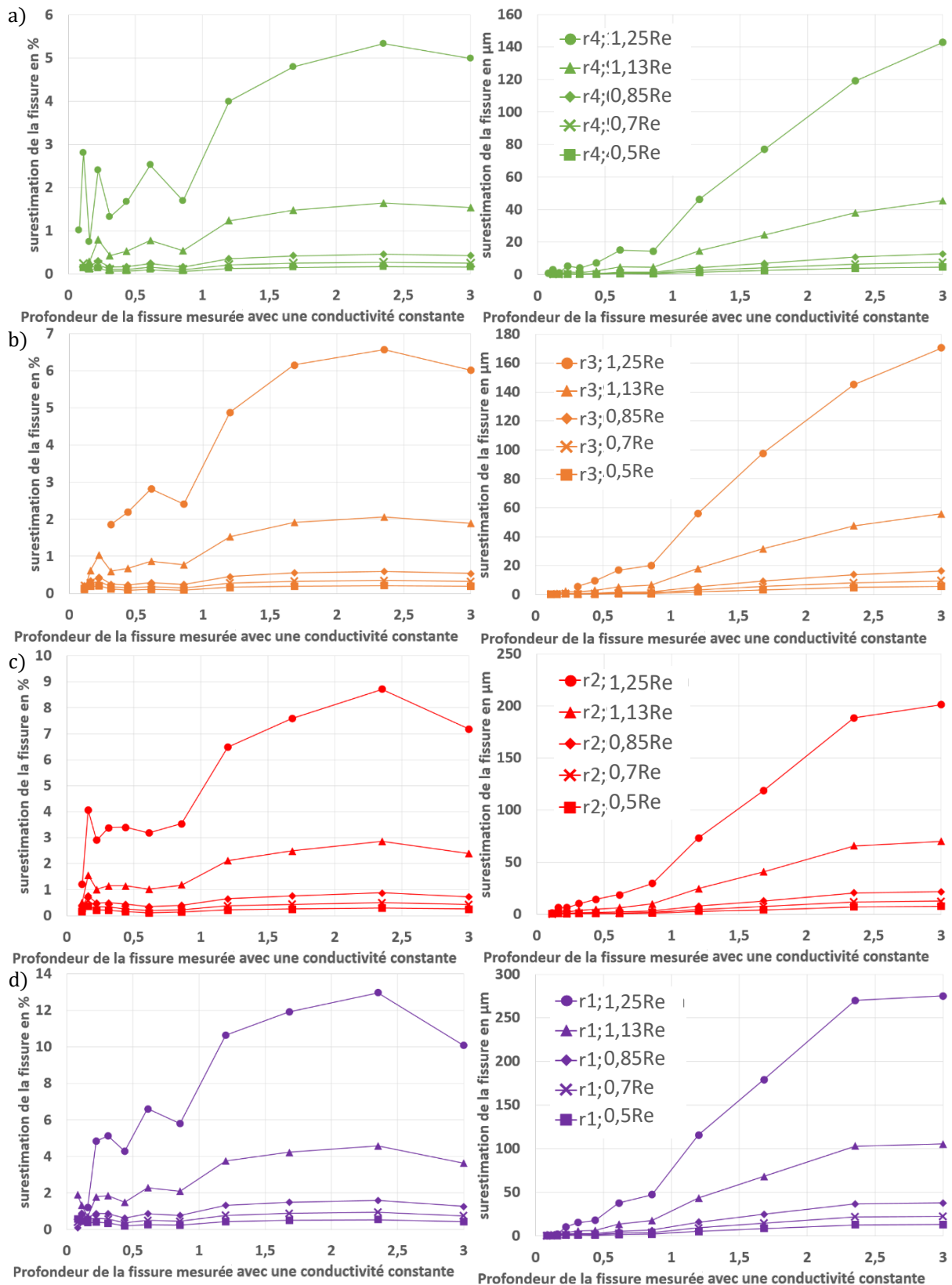


Figure G-5 : Toutes les surestimations de profondeur de fissure en pourcents et en microns faites sans prise en compte de la conductivité variable, avec comme variable $p = [0,5Re ; 0,7Re ; 0,85Re ; 1,13Re ; 1,25Re]$ et séparées par rayon
 a) $r = 4 \text{ mm}$; b) $r = 3 \text{ mm}$; c) $r = 2 \text{ mm}$ et d) $r = 1 \text{ mm}$

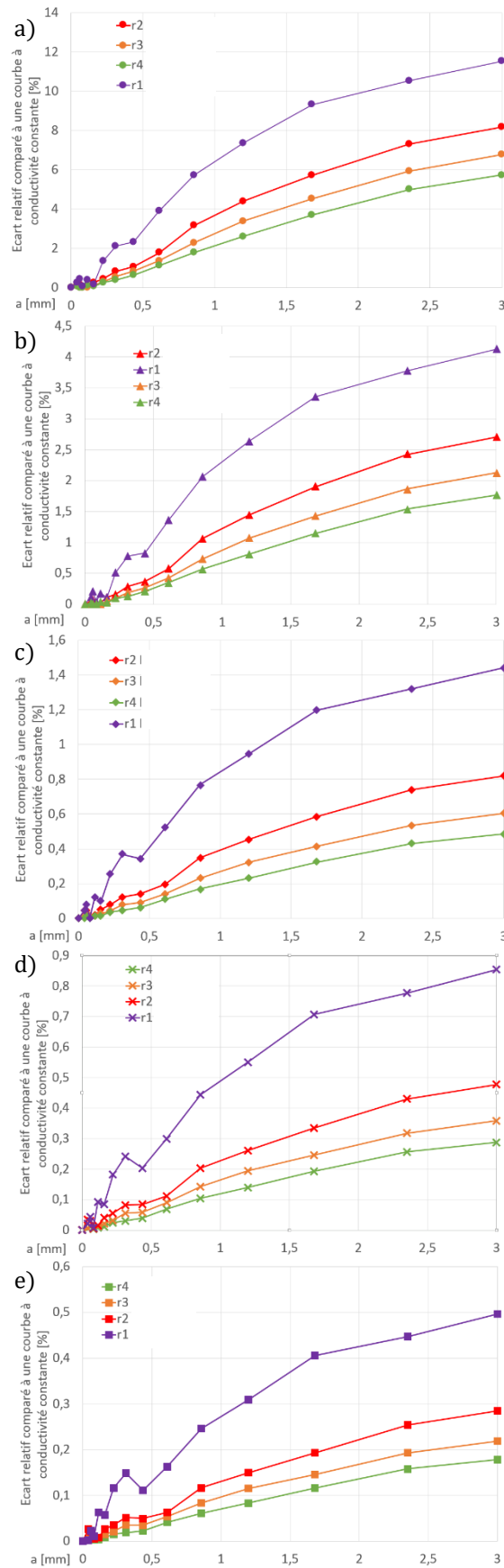


Figure G-6 : Tous les écarts relatifs calculés des courbes de calibration avec conductivité variable par rapport à la courbe de calibration à conductivité constante, avec comme variable $r = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et séparés par Pression
 a) $P = 1,25Re$; b) $P = 1,13Re$; c) $P = 0,85Re$; d) $P = 0,7Re$ et (e) $P = 0,5Re$

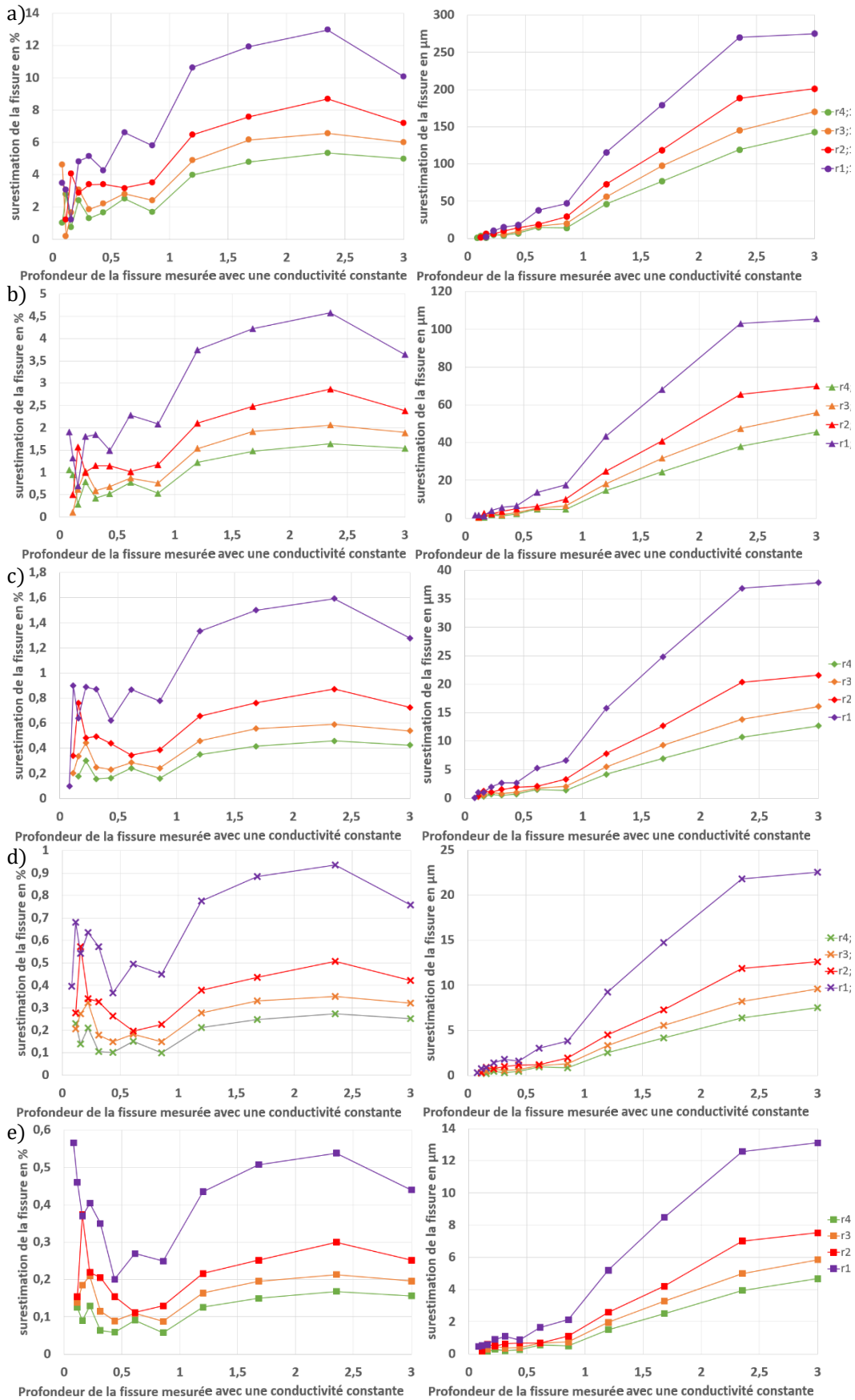
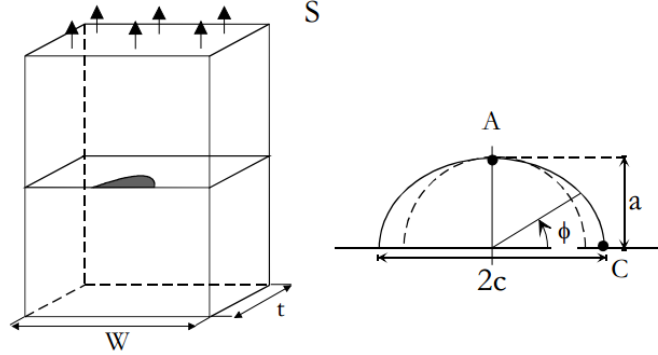


figure G-7 : Toutes les surestimation de profondeur de fissure en pourcent et en microns faites s'il n'y a pas prise en compte de la conductivité variable, avec comme variable $r = [4 ; 3 ; 2 ; 1]$ mm et séparés par Pression a) $P = 1,25Re$; b) $P = 1,13Re$; c) $P = 0,85Re$; d) $P = 0,7Re$ et (e) $P = 0,5Re$

Annexe 2 : Formulaire des facteurs d'intensité de contraintes

G.1.1. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous charge uniforme [NEWM81]



Ces calculs sont réalisés pour une fissure semi-elliptique de géométrie connue qui se propage dans un plan fini sous une sollicitation en traction sans gradient de contraintes. Le plan de propagation fini est caractérisé par ses dimensions T et W . Dans le cas d'une éprouvette, ces dimensions correspondent aux dimensions de la section. T est la dimension de l'éprouvette dans le sens $\theta=\pi/2$ et W est parallèle à la surface.

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \cdot \frac{F_s}{E(k)} \quad \text{avec } \Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (G-15)$$

Avec:

$$E(k) = \sqrt{1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}} \quad (G-16)$$

$$F_s = \left[M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^4 \right] \cdot g \cdot f_0 \cdot f_w \quad (G-17)$$

Et :

Si $a/c < 1$

$$M_1 = 1.13 - 0.09 \cdot \frac{a}{c} \quad (G.18)$$

$$M_2 = -0.54 + \frac{0.89}{0.2 + \frac{a}{c}} \quad (G.19)$$

$$M_3 = 0.5 - \left(\frac{1}{0.65} + \frac{a}{c}\right) + 14 \cdot \left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24} \quad (G.20)$$

$$g = 1 + \left(0.1 + 0.35 \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^2\right) \cdot (1 - \sin\theta)^2 \quad (G.21)$$

$$f_0 = \left[\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2 \theta + \sin^2 \theta \right]^{0.25} \quad (G.22)$$

$$M_1 = \sqrt{\frac{c}{a}} \left(1 + 0.04 \cdot \frac{c}{a}\right) \quad (G.23)$$

$$M_2 = 0.2 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4 \quad (G.24)$$

$$M_3 = -0.11 \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^4 \quad (G.25)$$

$$g = 1 + \left(0.1 + 0.35 \cdot \frac{c^3}{a \cdot T^2}\right) \cdot (1 - \sin\theta)^2 \quad (G.26)$$

$$f_0 = \left[\left(\frac{c}{a}\right)^2 \sin^2 \theta + \cos^2 \theta \right] \quad (G.27)$$

Si $c/a < 1$

$$f_w = \frac{1}{\cos\left(\frac{\pi}{2W} c \sqrt{\frac{a}{T}}\right)} \quad (G.28)$$

G.1.2. FIC de fissure de surface semi-elliptique sous un gradient de contraintes à l'aide de fonctions de poids [WANG95, WANG97]

Avec les paramètres de forme : $e = a/c$ et $y = a/t$

Le facteur d'intensité des contraintes s'exprime comme suit :

$$K = K(e, y, a, \sigma) = \int_0^a \sigma(x) \cdot m(x, a, e, t) \cdot dx \quad (G.29)$$

Avec : $m(x, a, e, y) = I \cdot [1 + m_1 \cdot \sqrt{H} + m_2 \cdot H + m_3 \cdot H^{1.5}]$ (G.30)

Par la suite : $Q(e) := \begin{cases} 1 + 1.464 \cdot e^{1.65} & \text{si } e \leq 1 \\ (1 + 1.464 \cdot e^{-1.65}) \cdot e^2 & \text{si } e > 1 \end{cases}$ (G.31)

Pour le point A (en profondeur):

$$H(x, a) = 1 - \frac{x}{a} \quad \text{et} \quad I(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi \cdot x}} \quad (G.32)$$

$$m_1(e, y) = \frac{\pi}{\sqrt{2 \cdot Q}} \cdot (4 \cdot Y_0 - 6 \cdot Y_1) - \frac{24}{5} \quad (G.33)$$

$$m_2(e, y) = 3 \quad (G.34)$$

$$m_3(e, y) = 2 \cdot \left(\frac{\pi}{\sqrt{2 \cdot Q}} \cdot Y_0 - m_1 - 4 \right) \quad (G.35)$$

Pour $e \leq 1$:

$$Y_0(e, y) = a_0 + a_1 \cdot y^2 + a_2 \cdot y^4 + a_3 \cdot y^6$$

$$Y_1(e, y) = b_0 + b_1 \cdot y^2 + b_2 \cdot y^4 + b_3 \cdot y^6$$

$$a_0(e) = 1.0929 + 0.2581 \cdot e - 0.7703 \cdot e^2 + 0.4394 \cdot e^3$$

$$b_0(e) = 0.4537 + 0.1231 \cdot e - 0.7412 \cdot e^2 + 0.46 \cdot e^3$$

$$a_1(e) = 3.045 \cdot e + 2.007 \cdot e^2 + \frac{1}{0.147 + e^{0.688}}$$

$$b_1(e) = -1.652 + 1.665 \cdot e - 0.534 \cdot e^2 + \frac{1}{0.198 + e^{0.846}}$$

$$a_2(e) = 0.995 - \frac{1}{0.027 + e} + 22 \cdot (1 - e)^{9.953}$$

$$b_2(e) = 3.418 - 3.126 \cdot e - \frac{1}{0.041 + e} + 17.259 \cdot (1 - e)^{9.286}$$

$$a_3(e) = -1.459 + \frac{1}{0.014 + e} - 24.211 \cdot (1 - e)^{8.071}$$

$$b_3(e) = -4.228 + 3.643 \cdot e + \frac{1}{0.020 + e} - 21.924 \cdot (1 - e)^{9.203}$$

Pour $e > 1$:

$$Y_0(e, y) = a_{10} + a_{11} \cdot y^2 + a_{12} \cdot y^4$$

$$Y_1(e, y) = b_{10} + b_{11} \cdot y^2 + b_{12} \cdot y^4$$

$$a_{10}(e) = 1.112 - 0.09923 \cdot e + 0.02954 \cdot e^2$$

$$b_{10}(e) = 0.4735 - 0.2053 \cdot e + 0.03662 \cdot e^2$$

$$a_{11}(e) = 1.138 - 1.134 \cdot e + 0.3073 \cdot e^2$$

$$b_{11}(e) = 0.7723 - 0.7265 \cdot e + 0.1837 \cdot e^2$$

$$a_{12}(e) = -0.9502 + 0.8832 \cdot e - 0.2259 \cdot e^2$$

$$b_{12}(e) = -0.2006 - 0.9829 \cdot e + 1.237 \cdot e^2 - 0.3554 \cdot e^3$$

Pour le point C (en surface):

$$H(x, a) = \frac{x}{a} \quad \text{et} \quad I(x, a) = \frac{2}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot (a-x)}} \quad (G.36)$$

$$m_1 = \frac{\pi}{\sqrt{4 \cdot Q}} \cdot (30 \cdot X_0 - 18 \cdot X_1) - 8 \quad (G.37)$$

$$m_2 = \frac{\pi}{\sqrt{4 \cdot Q}} \cdot (60 \cdot X_0 - 90 \cdot X_1) + 15 \quad (G.38)$$

$$m_3 = -1 \cdot (1 + m_1 + m_2) \quad (G.39)$$

Pour $e \leq 1$:

$$X_0(e, y) = (c_0 + c_1 \cdot y^2 + c_2 \cdot y^4) \cdot e^{0.5}$$

$$X_1(e, y) = d_0 + d_1 \cdot y^2 + d_2 \cdot y^4 + d_3 \cdot y^6$$

$$c_0(e) = 1.2972 - 0.1548 \cdot e - 0.0185 \cdot e^2$$

$$d_0(e) = 1.2687 - 1.0642 \cdot e + 1.4646 \cdot e^2 - 0.7250 \cdot e^3$$

$$c_1(e) = 1.5083 - 1.3219 \cdot e + 0.5128 \cdot e^2$$

$$d_1(e) = 1.1207 - 1.2289 \cdot e + 0.5876 \cdot e^2$$

$$c_2(e) = -1.101 + \frac{0.879}{0.157 + e}$$

$$d_2(e) = 0.190 - 0.608 \cdot e + \frac{0.199}{0.035 + e}$$

Pour $e > 1$:

$$X_0(e, y) = c_{10} + c_{11} \cdot y^2 + c_{12} \cdot y^4$$

$$X_1(e, y) = d_{10} + d_{11} \cdot y^2 + d_{12} \cdot y^4$$

$$c_{10}(e) = 1.34 - 0.2872 \cdot e + 0.06611 \cdot e^2$$

$$d_{10}(e) = 1.120 - 0.2442 \cdot e + 0.06708 \cdot e^2$$

$$c_{11}(e) = 1.882 - 1.7569 \cdot e + 0.4423 \cdot e^2$$

$$d_{11}(e) = 1.251 - 1.173 \cdot e + 0.2973 \cdot e^2$$

$$c_{12}(e) = -0.1493 + 0.01208 \cdot e + 0.02215 \cdot e^2$$

$$d_{12}(e) = 0.04706 - 0.1214 \cdot e + 0.04406 \cdot e^2$$

G.1.3. FIC de fissure de surface semi-circulaire sous un gradient de contraintes de forme polynomiale [HAND92]

Le calcul de Hand est valable pour un champ qui s'écrit sous la forme :

$$\sigma(x) = \sum_{i=0}^n a_i \cdot x^i \quad (\text{G.40})$$

La FIC de la fissure s'obtient comme suit :

$$K = \alpha \cdot 2 \cdot \sqrt{\frac{0.001 \times x}{\pi}} \cdot \sum_{i=0}^n a_i \cdot K_i^* \cdot x^i \quad (\text{G.41})$$

α représente la correction de surface libre donnée par Smith ($\alpha = 1.03$ à cœur et 1.21 en surface) [SMIT67].

Les coefficients K_i^* sans dimension sont définis, au point A par :

l	0	1	2	3	4	5	6	7	8
K_i^*	1	0.719	0.6	0.5287	0.4794	0.4424	0.4133	0.3895	0.3696

l	9	10	11	12	13	14	15
K_i^*	0.3525	0.3378	0.3248	0.3132	0.3029	0.2935	0.2850

Et au point C par :

l	0	1	2	3	4	5	6	7	8
K_i^*	1	0.1667	0.0667	0.0357	0.0222	0.0151	0.0110	0.0033	0.0065

l	9	10	11	12	13	14	15
K_i^*	0.0053	0.0043	0.0036	0.0031	0.0026	0.0023	0.0020

Etude de la progression des fissures de fatigue à partir d'anomalie de surface dans une entaille

Résumé : Les motoristes aéronautiques doivent constamment répondre à de nouvelles exigences de certification en tolérance aux dommages. Ainsi ils doivent désormais démontrer que la présence d'anomalies de surface introduites lors d'opérations de maintenance ne mène pas à la rupture des pièces les plus critiques. Cette étude concerne donc la caractérisation de la nocivité en fatigue d'anomalies de surface de type choc, en présence d'un gradient de contrainte avec de la plasticité localisée du superalliage à base Nickel Inconel 718 Direct Aged. Une étude expérimentale et numérique approfondie de la méthode de suivi de la différence de potentiel a conduit à une bonne maîtrise de cet outil de détection de l'amorçage et de suivi de la fissuration en gradient de contrainte avec plasticité. En particulier, la méthode a été améliorée grâce à la prise en compte de la variation de conductivité due à la plasticité et à une nouvelle stratégie de suivi. Cette dernière utilise deux marquages thermiques afin d'augmenter la précision et de réduire la dispersion des mesures. Différents types d'anomalie ont par ailleurs été considérés afin d'évaluer l'influence respective de la géométrie et des contraintes résiduelles des anomalies en lien avec la présence d'un gradient de contrainte macroscopique sur la propagation de fissures. Il a ainsi été montré que l'amorçage de fissure est lent pour les anomalies engendrées par polissage et usinage FIB en comparaison des anomalies produites par électro-érosion et des chocs, de par leurs géométries et leurs contraintes résiduelles générées par plasticité lors de leur création. En outre, bien que leur amorçage soit rapide, les fissures émanant des anomalies de type choc présentent des vitesses de propagation ralenties par ces contraintes résiduelles dans les premiers stades de fissuration. Parallèlement, une évolution particulière de la forme du front de ces fissures, notamment en forme de champignon, a été mise en évidence à l'aide de marquages thermiques. Différentes méthodes ont été mises en œuvre pour quantifier les durées de vie en fatigue ainsi que caractériser la morphologie des fronts de fissure. Il est ainsi montré que le facteur de forme de la fissure dépend, entre autre, de la contrainte maximale et du rapport de charge et que la propagation peut être ralentie en surface proche du bord de l'anomalie, par effet de concentration de contrainte. Enfin, la mise en œuvre de différentes stratégies de simulation offre une explication sur l'origine de la forme de champignon.

Mots clés : Alliages--Fatigue ; Alliages réfractaires ; Avions--Moteurs ; Choc (mécanique) ; Contraintes (mécanique) ; Durée de vie (ingénierie) ; Effet d'entaille ; Éléments finis, Méthode des ; Inconel ; Matériaux--Fissuration ; Métaux--Effets des hautes températures ; Métaux--Rupture ; Potentiel de surface ; Surfaces--Défauts ; Tolérances aux fautes (ingénierie) ; Superalliage à base Nickel Inconel 718 Direct Aged

Study of fatigue crack propagation from surface anomalies in notches

Summary: Aircraft engine manufacturers have to meet with new certification requirements in damage tolerance. Thus they have to demonstrate that the presence of surface anomalies introduced during maintenance operations in critical areas does not lead to failure during service life. This study was undertaken in this framework to characterize the harmfulness of dent-type surface anomalies in a stress gradient with local plasticity, on the fatigue life of the Direct Aged Inconel 718Nickel based superalloy. A detailed experimental and numerical study have been conducted for a better control of the direct current potential drop (DCPD) technique used to monitor the crack initiation and the crack depth measurement in a stress gradient with plasticity. The method was improved in particular by taking into account the conductivity variation induced by plasticity and a new approach of the DCPD post-treatment, using two heats tints during propagation, was proposed. This method has a higher accuracy and reproducibility than without the use of heat tint on the crack measurement. Meanwhile different types of anomalies have been used to assess the respective influence of geometry and residual stress in relation with the presence of a macroscopic stress gradient on crack growth. It was thus shown that crack initiation is slow in the case of polished and FIB anomalies in comparison to EDM and indent anomalies, because of their geometry and residual stresses. Despite a fast crack initiation, the dent-type anomaly presents a reduced crack growth rate during the initial propagation stage because of the residual stresses. Furthermore, a singular crack shape was evidenced in that case by means of heat tinting, with a shape of mushroom. Different methods have been implemented to quantify service life and predict crack front shape. This study has shown that the shape factor is dependent, among others, of the applied maximal stress and of the stress ratio, and that crack growth rate can be slowed down near the anomaly edge by a stress concentrator effect. Finally, different simulation strategies provide some explanation about the origin of the mushroom shape of the crack front.

Keywords: Alloys--Fatigue ; Heat resistant alloys ; Airplanes--Motors ; Shock (Mechanics) ; Strains and stresses ; Service life (Engineering) ; Notch effect ; Finite element method ; Materials--Cracking ; Surfaces--Defects ; Metals--Effect of high temperatures on ; Fault tolerance (Engineering) ; Surface potential measurement ; Nickel based superalloy Inconel 718 Direct Aged