HAL
open science

Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65

Stéphane Gourdin

To cite this version:

Stéphane Gourdin. Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique - Poitiers, 2015. Français. NNT : 2015ESMA0015 . tel-01951249

HAL Id: tel-01951249

https://theses.hal.science/tel-01951249v1

Submitted on 11 Dec 2018

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'AERONAUTIQUE

(Diplôme national – Arrêté du 7 août 2006)

Ecole Doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique

Secteur de Recherche :

Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par

Stéphane GOURDIN

****

Etude expérimentale et modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface dans le René 65

****

Directeurs de thèse : **Yves NADOT** et **Gilbert HENAFF**

****

Soutenue le 1er décembre 2015

JURY

S. Pommier	ENS Cachan	Présidente
V. Doquet	Ecole Polytechnique	Rapporteur
V. Maurel	Mines ParisTech	Rapporteur
Y. Nadot	ISAE-ENSMA	Examinateur
G. Henaff	ISAE-ENSMA	Examinateur
S. Pierret	Snecma	Examinateur

Remerciements

Je souhaite remercier en premier lieu mes directeurs de thèse, Yves Nadot et Gilbert Henaff pour m'avoir accueilli au sein de leur équipe. Je leur suis extrêmement reconnaissant pour le temps qu'ils ont su m'accordé, pour leurs qualités pédagogiques et scientifiques et pour m'avoir emmené au bout de cette aventure. Votre capacité d'analyse, vos nombreuses connaissances m'ont permis de progresser et votre gentillesse et sympathie ont été très appréciables durant ces trois années.

J'adresse également mes remerciements les plus sincères à Stéphane Pierret, pour ses conseils avisés et les discussions que nous avons eues, qui sont pour beaucoup dans le résultat final de ce travail.

Je tiens à exprimer mes remerciements à Sylvie Pommier pour avoir accepté de présider mon jury de thèse, à Véronique Doquet et à Vincent Maurel pour avoir rapporté sur mon travail, pour les remarques constructives qui ont aidé à l'amélioration de ce manuscrit et pour les discussions que nous avons pu avoir lors de ma soutenance.

Mes remerciements vont également aux chercheurs, maîtres de conférences et équipes techniques du Département de Physique et Mécanique des Matériaux de l'ENSMA, sans qui nous ne pourrions avancer dans notre travail de thèse. Je tiens en particulier à remercier Jonathan Cormier, Michael Gueguen, Florence Hamon, Laurent Jouvanneau, Jacques Lefort, Damien Marchand, … Je voudrais remercier aussi Francine Bayle, Eliane Bonneau, Karine Lombard, Brigitte Vigner pour leur sympathie et leur efficacité dans l'organisation et la résolution des petits tracas du quotidien.

Merci également aux membres du bureau Multimat' : Amélie, Battista, Julien S., Loïc, Mohamed, Ousseynou, Truong, Yacine. J'ai passé trois années extraordinaires en votre compagnie et je n'oublierai pas chaque moment passé avec chacun d'entre vous. J'associe également tous les doctorants du laboratoire pour la bonne ambiance qui y règne mais également pour les nombreux bons moments passés ensemble. Entre autres Alice, Aude, Baptiste, Elodie, Julien G., Layla, Louis, Thibault, …

Je souhaite également associer à ces remerciements, toutes les personnes qui ont participé de près ou de loin à la réussite de ces travaux, et que j'aurais malencontreusement oubliées… Veuillez m'excuser pour cette grossière erreur !

Enfin, j'adresse mes derniers remerciements et toute mon affection à ma mère et à Karen. Vous avez su me supporter, me soutenir, m'encourager pendant toute la durée de ma thèse (et bien avant), et vous avez fait preuve (et faites encore :/) d'énormément de patience à mon égard. Merci pour tout !

Table des matières

Introduction **7**

Introduction générale

1.CONTEXTE DE L'ETUDE **16**

2.PROBLEMATIQUE INDUSTRIELLE **18**

3.ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE **22**

3.1.LES ANOMALIES DE SURFACE 22

3.2.CARACTERISATION DES ANOMALIES DE SURFACE ET EFFET SUR LA TENUE EN FATIGUE 23

3.2.1. Caractérisation des anomalies de surface de type rayure *23*

3.2.2. Caractérisation des anomalies de surface de type choc *25*

3.2.3. Influence de la présence d'anomalies de surface sur la tenue en fatigue *29*

3.3.MODELISATION DE LA PROPAGATION DE FISSURES A PARTIR D'UNE ANOMALIE 36

3.3.1. Généralités sur la prise en compte des contraintes résiduelles *36*

3.3.2. Relaxation et redistribution des contraintes résiduelles *37*

3.3.3. Modélisation analytique et numérique de la propagation de fissures dans un champ complexe *39*

4.OBJECTIFS DE L'ETUDE **42**

BIBLIOGRAPHIE **45**

Chapitre A : Matériau et anomalies de surface

A.1.PROPRIETES MICROSTRUCTURALES ET MECANIQUES DU MATERIAU **50**

A.1.1.PROPRIETES MICROSTRUCTURALES DU SUPERALLIAGE RENE 65 50

A.1.1.1. Composition chimique et microstructure *50*

A.1.1.2. Mise en œuvre de l'alliage René 65 ..... *53*

A.1.2.PROPRIETES EN FATIGUE DES ALLIAGES γ/γ' DONT LE RENE 65 54

A.1.2.1. Amorçage et propagation de fissures dans les superalliages à base nickel Udimet 720Li et René 88DT *54*

A.1.2.2. Comportement mécanique en fatigue oligocyclique de l'alliage René 65 ..... *57*

A.2.ANOMALIES DE SURFACE **60**

A.2.1.PRESENTATION DES ANOMALIES DE SURFACE ETUDIEES 60

A.2.1.1. Anomalies représentatives de la flotte *60*

A.2.1.2. Anomalies à géométrie régulière *61*

A.2.2.METHODES D'INTRODUCTION ET CARACTERISATION DIMENSIONNELLE DES ANOMALIES DE SURFACE....62
A.2.2.1. Anomalies de type rayure 62
A.2.2.2. Anomalies de type choc 64
A.2.2.3. Anomalies à géométrie régulière 66
A.2.2.4. Caractérisation dimensionnelle 68

A.2.3.IMPACT DE L'INTRODUCTION DES ANOMALIES DE SURFACE....71
A.2.3.1. Méthodes expérimentales employées 71
A.2.3.2. Impact des anomalies de type rayure 73
A.2.3.3. Impact des anomalies de type choc 76

BIBLIOGRAPHIE.... 82

Chapitre B : Propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

B.1.DEMARCHE EXPERIMENTALE.... 90

B.1.1.DESCRIPTION DES ESSAIS REALISES....90
B.1.1.1. Conditions de sollicitation 90
B.1.1.2. Zones de prélèvement 91
B.1.1.3. Eprouvettes et anomalies de surface 93
B.1.1.4. Procédure expérimentale 94

B.1.2.MESURE DE LA DIFFERENCE DE POTENTIEL....96
B.1.2.1. Principe 96
B.1.2.2. Amélioration de la technique du suivi de potentiel 98

B.2.RESULTATS EXPERIMENTAUX 104

B.2.1.DUREES DE VIE....104
B.2.1.1. Influence du type d'anomalie 105
B.2.1.2. Influence de la profondeur 107
B.2.1.3. Influence du niveau de contrainte appliqué 108
B.2.1.4. Influence de la température 108

B.2.2.AMORÇAGE....109
B.2.2.1. Définition du critère d'amorçage 109
B.2.2.2. Durées de vie à l'amorçage 110
B.2.2.2.1. Anomalies de type maintenance 110
B.2.2.2.2. Anomalies à géométrie régulière 112
B.2.2.3. Sites d'amorçage 113
B.2.2.3.1. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type rayure 113
B.2.2.3.2. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type choc 118
B.2.2.3.3. Analyse de l'amorçage pour les anomalies à géométrie régulière 121

B.2.3.PROPAGATION ET RUPTURE....122
B.2.3.1. Vitesses de propagation 122
B.2.3.1.1. Exploitation et validation des mesures de potentiel 122
B.2.3.1.1.1. Détermination de la courbe de calibration 122

B.2.3.1.1.2. Exploitation des mesures de potentiel 126
B.2.3.1.1.3. Validation de la méthode de dépouillement 128
B.2.3.1.2. Analyse des vitesses de propagation..... 131
B.2.3.1.2.1. Influence du type d'anomalie 131
B.2.3.1.2.2. Influence du niveau de contrainte appliqué..... 133
B.2.3.1.2.3. Influence de la température 133
B.2.3.2. Analyse fractographique 134
B.2.4.CARACTERISATION DE L'EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES 142
B.2.4.1. Relaxation des contraintes résiduelles par traitement thermique 142
B.2.4.2. Influence du traitement thermique sur les différentes phases de la propagation.... 145
B.2.4.2.1. Analyse des durées de vie avec et sans contraintes résiduelles 145
B.2.4.2.2. Amorçage..... 146
B.2.4.2.3. Propagation 149
B.2.5.SYNTHESE GENERALE DE L'ANALYSE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX.....151
BIBLIOGRAPHIE..... 157

Chapitre C : Modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

C.1.STRATEGIE DE MODELISATION MISE EN PLACE 162
C.2.SIMULATION NUMERIQUE DE L'INTRODUCTION D'UNE ANOMALIE DE TYPE CHOC 163
C.2.1.DEFINITION DU PROBLEME.....163
C.2.2.VALIDITE DU MODELE NUMERIQUE.....165
C.2.2.1. Etude de la convergence au sens du maillage..... 165
C.2.2.2. Validité de la solution affichée aux nœuds 168
C.2.2.3. Etude paramétrique : coefficient de frottement..... 170
C.2.3.CHAMP DE CONTRAINTES RESIDUELLES 173
C.3.EVALUATION NUMERIQUE DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES..... 176
C.3.1.RELAXATION MECANIQUE DES CONTRAINTES RESIDUELLES INITIALES 176
C.3.2.CHAMP DE CONTRAINTES RESIDUELLES RELAXE 177
C.4.APPLICATION DANS UN MODELE NUMERIQUE..... 181
C.4.1.DESCRIPTION DE LA MODELISATION ACTUELLEMENT UTILISEE : LE PROGRAMME PROPAG 181
C.4.2.MODELISATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION DE FISSURE.....184
C.4.3.INTERPOLATION DU CHAMP DE CONTRAINTES COMPLEXE.....186

BIBLIOGRAPHIE **191**

Chapitre D : Application de la modélisation mise en place pour des anomalies de type choc

D.1.ANALYSE DES RESULTATS OBTENUS POUR L'ANOMALIE DE TYPE CHOC V **196**

D.1.1.INTRODUCTION A L'ANALYSE DES RESULTATS 196

D.1.2.MORPHOLOGIE DES FRONTS DE FISSURE CALCULEE 199

D.1.3.COMPARAISON DES VITESSES DE PROPAGATION CALCULEES ET MESUREES 205

D.2.APPLICATION DU MODELE A UNE AUTRE GEOMETRIE DE CHOC ET SUR UN AUTRE MATERIAU **209**

D.2.1.RAPPEL DES RESULTATS EXPERIMENTAUX OBTENUS POUR UN CHOC U 209

D.2.2.SIMULATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION DE FISSURE A PARTIR D'UN CHOC U 211

D.2.2.1. Validation du modèle utilisé *211*

D.2.2.2. Analyse des résultats obtenus pour l'anomalie de type choc U *213*

D.3.CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES DE LA STRATEGIE DE MODELISATION DEVELOPPEE **218**

BIBLIOGRAPHIE **224**

Conclusions et perspectives **225**

Annexes **233**

Introduction

Introduction

Le trafic international de passagers étant en perpétuelle évolution, et les problématiques industrielles et environnementales de plus en plus complexes, les motoristes aéronautiques se doivent de proposer de nouvelles solutions de haute technologie. Snecma, filiale du groupe SAFRAN et motoriste de rang mondial, propose donc à ses clients des solutions toujours plus innovantes tout en conservant un compromis entre amélioration des performances et maintien d'un coût de maintenance acceptable. C'est notamment dans cette optique que l'entreprise vise à réduire les nuisances sonores, au même titre que les émissions de CO_2 et d'oxydes d'azote. La recherche et le développement dans le secteur de l'aéronautique, et tout particulièrement en ce qui concerne les motoristes, doivent permettre de répondre à ces exigences, mais également à une certification qui fixe de nombreux objectifs, sans pour autant abaisser la sécurité et la qualité.

Dans ce cadre, l'endommagement par fatigue est particulièrement étudié dans le dimensionnement des pièces tournantes que sont les disques de turbine. En effet, ce type de sollicitation correspondant à la répétition d'un chargement peut occasionner la création de fissures, pouvant alors mener à la rupture de la pièce. Evidemment, cette rupture est à proscrire, c'est pourquoi le dimensionnement en tolérance au dommage est souvent utilisé. Cette approche consiste à déterminer le nombre de cycles nécessaire pour qu'une fissure, présente ou supposée présente, se propage jusqu'à atteindre une taille critique. L'intérêt est de pouvoir établir des intervalles d'inspection dans le but de vérifier la présence de fissures et par là même la taille de ces dernières, afin de décider par la suite si la pièce doit être placée au rebus ou bien si elle peut encore être réparée.

Outre les fissures déjà amorcées, le contrôle de la présence d'anomalies est de plus en plus réglementé par l'EASA (European Aviation Safety Agency). Ainsi, dans le cadre des certifications en tolérance au dommage, les motoristes sont appelés à caractériser de manière quantitative l'influence de la présence d'anomalies sur la durée de vie de leurs pièces et doivent notamment montrer que les anomalies non détectables, les plus grosses, ne mènent pas à la rupture de leurs pièces. Il existe différents types d'anomalies pouvant conduire à l'amorçage d'une fissure et à la rupture de la pièce. Nous pouvons citer par exemple les anomalies liées à la composition ou à l'élaboration du matériau. Dans cette étude, nous nous intéresserons à l'influence des anomalies de maintenance. Elles sont introduites lors d'opérations de manutention du moteur, montage et démontage, lors desquelles des techniciens peuvent rayer ou bien laisser tomber un outil sur des pièces.

Suite au retour d'expérience sur flotte, deux types d'anomalies ont été retenus dans le cadre de cette thèse : les rayures et les chocs. Actuellement, le comportement en fatigue de ces anomalies ainsi que la modélisation de la propagation de fissures à partir de ces dernières ne sont pas totalement maitrisés. Des approches dites en « fissures longues » sont généralement employées pour déterminer une durée de vie. Elles consistent à assimiler l'anomalie de surface à une fissure semi-elliptique de dimensions identiques, déjà amorcée, et se propageant suivant le comportement d'une fissure longue (Loi de *Paris* et correction d'*Elber*) dès le premier cycle de chargement. Bien que cette approche fournisse une bonne

prédiction dans le cas de propagation de fissures déjà amorcées et de taille dite longue, elle présente un conservatisme important dans le cas des anomalies de type rayure et choc, pouvant aller jusqu'à un facteur 10 avec les durées de vie réelles. Ce conservatisme n'est pas gênant du point de vue de la sécurité mais occasionne une réduction des intervalles inter-inspection et par conséquent le maintien au sol des avions.

Cette étude a pour premier objectif scientifique de caractériser le comportement en fatigue de ces anomalies de surface de maintenance. Cette étape est primordiale et devra permettre de dégager les paramètres à prendre en compte en vue d'une modélisation. Ainsi, le comportement à l'amorçage, dans les premiers stades de la propagation et dans la phase propagation des fissures longues, devront être décrits de manière quantitative. Pour ce faire, des essais de fissuration à partir d'anomalies de surface seront effectués pour différentes conditions de sollicitation. Des outils de suivi de la fissuration et d'analyse des résultats seront mis en place. Dans un second temps, un outil de prédiction de la durée de vie, basé sur l'analyse des résultats expérimentaux obtenus, sera développé. Cet outil devra permettre de comprendre et de retrouver les différents mécanismes mis en jeu. Ce travail devra donc aboutir à une proposition de modélisation de la propagation de fissure à partir d'anomalies de maintenance, qui servira de base au modèle industriel de dimensionnement en tolérance au dommage.

Les travaux effectués dans le cadre de cette thèse seront présentés en cinq parties.

La première partie tâchera d'introduire et de présenter le contexte et la problématique industrielle. Une attention toute particulière sera portée sur l'impact de l'introduction des anomalies de surface sur la microstructure avoisinante, ainsi qu'à l'évaluation de l'état de contraintes résiduelles résultant de la fabrication de ces dernières. Nous tâcherons d'identifier l'influence de la présence d'anomalies de surface sur la tenue en fatigue et les résultats des études antérieures menées par Snecma seront également exposés. Nous nous intéresserons pour finir aux différentes modélisations de la propagation de fissure à partir d'anomalies de surface, d'ores et déjà existantes dans la littérature. Tout ceci nous permettra de bien établir les objectifs ainsi que la démarche scientifique associée à cette étude.

Le **Chapitre A** sera dédié à la présentation du matériau étudié. Il s'agit du superalliage à base nickel appelé René 65. Cet alliage, durci par précipitation γ/γ', et récemment développé par General Electric et Allvac, sera notamment utilisé dans le nouveau moteur LEAP. Du fait de son récent développement, il existe peu de données à son sujet dans la littérature. C'est pourquoi nous nous intéresserons aux propriétés en fatigue d'autres alliages γ/γ', semblables au René 65 : l'Udimet 720Li et le René 88DT. Enfin, nous présenterons les différentes anomalies de surface étudiées dans cette thèse. Ces anomalies ont été choisies conformément aux cas les plus sévères rencontrés sur les pièces de la flotte moteur Snecma. Les deux types d'anomalies choisis, rayures et chocs, possèdent un profil géométrique identique dans le but de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles. En outre, des anomalies à géométries régulières, semi-circulaires et semi-elliptiques, seront également testées dans cette étude. Celles-ci feront office de référence et permettront de comparer le comportement en propagation des fissures longues, à celui observé pour des fissures

s'amorçant au fond de rayures ou de chocs. Nous exposerons bien évidemment les différentes méthodes d'introduction des anomalies ainsi qu'une étude de caractérisation dimensionnelle, dans le but de vérifier la reproductibilité de la réalisation de ces dernières. Enfin, nous terminerons par l'étude de l'impact de la fabrication des anomalies sur la microstructure de l'alliage.

Le **Chapitre B** sera quant à lui consacré à la partie expérimentale de cette étude. La démarche mise en place repose sur la réalisation d'essais de fissuration à partir d'anomalies de surface. Afin d'avoir une information qualitative sur la longueur de fissure à un instant '*t*', nous utiliserons la technique de la différence de potentiel. Dans un second temps, les résultats expérimentaux obtenus seront exposés. L'influence des différents paramètres d'études, tels que le type d'anomalie et sa profondeur, la contrainte maximale ainsi que la température, sur la durée de vie totale de l'éprouvette mais également sur la phase d'amorçage et de propagation sera analysée. A ce stade, nous verrons l'importance de bien caractériser le champ de contraintes résiduelles au voisinage de chaque anomalie, car celui-ci joue un rôle important sur le comportement des fissures. L'utilisation d'un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles s'inscrit dans cet objectif. Celui-ci montrera l'influence du champ de contraintes hétérogène dans l'espace sous l'anomalie de surface (contraintes résiduelles et effet d'entaille) sur les différentes phases de la propagation d'une fissure.

Fort de cette analyse expérimentale, le **Chapitre C** sera consacré au développement d'un modèle numérique de propagation de fissure à partir d'anomalies de surface de type choc. Celui-ci nous permettra de comprendre les différents mécanismes mis en jeu à l'échelle de l'éprouvette, lors de la propagation d'une fissure. Dans un premier temps, nous détaillerons le développement du modèle numérique éléments finis permettant de simuler l'introduction d'une anomalie de type choc. Après avoir vérifié la pertinence de ce dernier, le champ de contraintes résiduelles sera caractérisé à l'état initial, c'est-à-dire après la réalisation du choc, puis après avoir évalué la relaxation de ce champ mécanique. En effet, le champ de contraintes résiduelles n'est pas constant au cours du temps, notamment sous l'action du chargement mécanique et thermique, c'est pourquoi la relaxation qu'il se produit lors de la phase d'amorçage d'une fissure sera évaluée. Enfin, nous terminerons ce chapitre par la présentation du modèle numérique de propagation de fissure utilisé. Une fois la relaxation mécanique évaluée, le champ de contraintes est approximé puis introduit dans un modèle numérique de propagation de fissure. Ce dernier permettra d'évaluer la durée de vie des anomalies de surface de type choc en fonction des différentes conditions de sollicitation, mais également d'évaluer l'évolution de la forme du front de fissure et de la vitesse de propagation au cours du cyclage.

Enfin, nous présenterons les résultats de ces simulations numériques dans le **Chapitre D**. Nous évaluerons également la pertinence et la robustesse de la chaine de modélisation développée en faisant évoluer la géométrie du profil du choc. Nous testerons notamment les chocs à profil en U, qui ont déjà été étudiés dans le cadre de travaux antérieurs. Nous évaluerons la qualité de ce modèle par l'analyse des durées de vie calculées, de l'évolution de la forme du front de fissure et également de la vitesse de propagation obtenue, en comparant toutes ces prédictions aux résultats expérimentaux décrits dans le **Chapitre B**.

Enfin, nous dégagerons différentes pistes d'amélioration de la chaine de modélisation, dans le but d'améliorer la prédiction et d'être encore plus représentatif des résultats expérimentaux, que ce soit à l'échelle de l'éprouvette mais également à celle du disque de turbine.

Introduction générale

Introduction générale

1. CONTEXTE DE L'ETUDE 16

2. PROBLEMATIQUE INDUSTRIELLE 18

3. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE 22

3.1. LES ANOMALIES DE SURFACE 22

3.2. CARACTERISATION DES ANOMALIES DE SURFACE ET EFFET SUR LA TENUE EN FATIGUE 23

3.2.1. Caractérisation des anomalies de surface de type rayure 23

3.2.2. Caractérisation des anomalies de surface de type choc 25

3.2.3. Influence de la présence d'anomalies de surface sur la tenue en fatigue 29

3.3. MODELISATION DE LA PROPAGATION DE FISSURES A PARTIR D'UNE ANOMALIE 36

3.3.1. Généralités sur la prise en compte des contraintes résiduelles 36

3.3.2. Relaxation et redistribution des contraintes résiduelles 37

3.3.3. Modélisation analytique et numérique de la propagation de fissures dans un champ mécanique initial hétérogène 39

4. OBJECTIFS DE L'ETUDE 42

BIBLIOGRAPHIE 45

Introduction générale

1. Contexte de l'étude

En 2014, le trafic international de passagers affiche une croissance colossale avec plus de 3,3 milliards de passagers transportés, soit une progression de 60% en dix ans. Avec cette augmentation et les problématiques industrielles et environnementales d'aujourd'hui, les motoristes aéronautiques doivent redoubler d'effort.

Snecma, filiale du groupe SAFRAN et membre de la structure CFM International qu'elle constitue avec General Electric, est l'un des motoristes les plus importants au niveau mondial. Sa capacité d'innovation se doit donc d'être à la hauteur de son rang. Cependant, la mise en service de nouvelles technologies doit offrir un compromis entre amélioration des performances environnementales et maintien d'un coût de maintenance acceptable des moteurs. C'est dans cette optique que Snecma vise à satisfaire les objectifs d'ACARE 2020 (*Advisory Council for Aeronautics Research in Europe*) que sont la réduction des nuisances sonores et des émissions de CO_2 de 50% ainsi que des émissions d'oxydes d'azote de 80%, par rapport à l'année 2000. La recherche et le développement au sein de l'entreprise et du groupe SAFRAN dans son ensemble doit donc contribuer à remplir ces objectifs, tout en gardant pour cible la sécurité, la qualité mais également la réduction des coûts d'exploitation, d'acquisition et de maintenance.

La conception d'un système aussi complexe qu'un moteur aéronautique nécessite l'utilisation d'une large gamme de matériaux. Les sollicitations en service, qu'elles soient thermiques, mécaniques ou thermomécaniques, dictent le choix de ces matériaux. Ainsi, en se limitant aux matériaux métalliques, les alliages de titane (Ti64, Ti17) seront plutôt employés pour des pièces dont la température de fonctionnement reste inférieure à 550°C, tandis que pour les pièces du compresseur haute pression (disques et aubes) ainsi que pour certains disques de la turbine dont la température est comprise entre 450°C et 700°C, des alliages polycristallins à base nickel forgés ou élaborés par métallurgie des poudres (Inconel 718, N18) seront utilisés. Des superalliages à base nickel monocristallins (AM1) revêtus de barrières thermiques seront employés pour les aubes de turbine, principalement sollicitées en fluage à des températures dépassant 1 000°C.

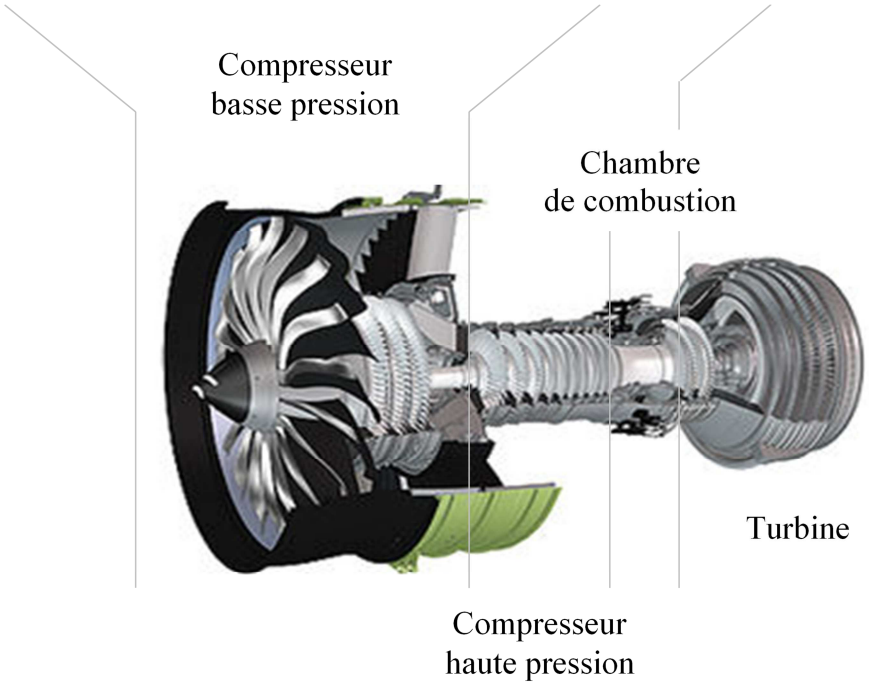


Figure 1 – Schéma en coupe du turboréacteur LEAP

Les enjeux actuels poussent les motoristes à augmenter le rendement de leurs moteurs. Le LEAP, nouveau moteur CFM International dont la certification est prévue pour 2016, comporte de réelles avancées technologiques qui contribueront à la réduction de la consommation de carburant (jusqu'à 16%), des émissions d'oxyde d'azote (50%) et du bruit (jusqu'à 15 décibels). Toutefois, ces avancées ne se font pas sans conséquence. En effet, l'augmentation du rendement d'un moteur engendre une augmentation des sollicitations thermiques et mécaniques subies par certaines pièces. Par conséquent, les matériaux généralement employés ne peuvent plus l'être et de nouveaux alliages sont proposés tel que le René 65. Ce superalliage polycristallin à base nickel est un alliage récemment développé par General Electric et Allvac, basé sur des résultats acquis sur d'autres alliages similaires tels que l'Udimet 720Li et le René 88DT. Il sera utilisé dans les disques de turbine basse pression du LEAP afin de remplacer l'Inconel 718 classiquement utilisé.

Les pièces, que constituent les turboréacteurs civils ou militaires, sont principalement soumises à trois types de sollicitations pouvant également être couplées : la fatigue, le fluage et l'oxydation. La fatigue est un phénomène prépondérant dans le dimensionnement des pièces tournantes que sont les disques de turbine. En effet, cette sollicitation correspondant à la répétition d'un chargement mécanique, thermique ou thermomécanique peut occasionner une modification du matériau et l'apparition de fissures, pouvant alors mener à la rupture de la pièce. Cette rupture est d'autant plus dangereuse que le disque rompu ne peut être contenu dans le carter, à l'instar des aubes, comme en témoigne la **Figure 2**. Ce constat fait des disques de turbine, l'une des pièces les plus critiques à dimensionner.

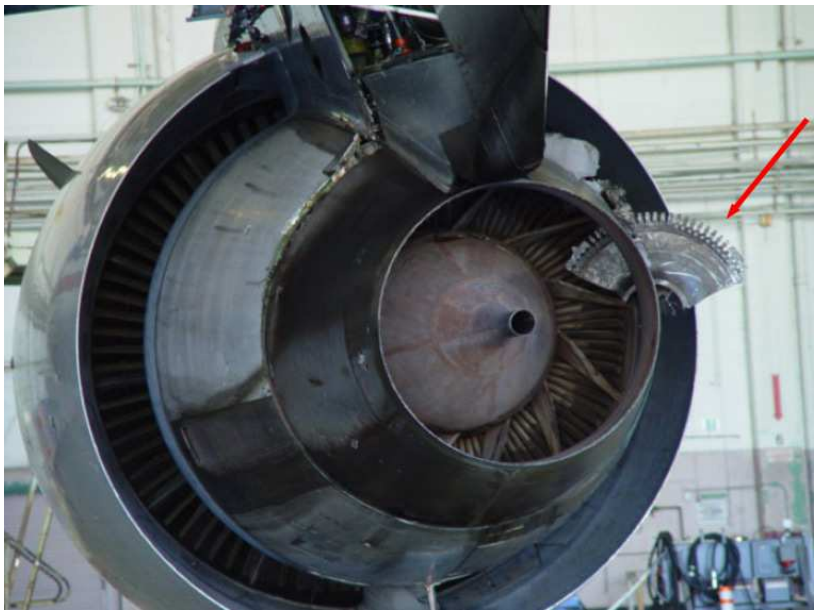


Figure 2 – Photo d'un disque de turbine éclaté - American Airlines N330AA (Sécurité Aérienne, 2007)

Dans le cadre de cette étude, nous nous intéresserons au dimensionnement en tolérance au dommage d'un disque de turbine basse pression en superalliage à base nickel, René 65. L'approche en tolérance au dommage a pour objectif de déterminer le nombre de cycles nécessaire pour qu'une anomalie de surface ou une fissure, présente réellement ou supposée présente, se propage jusqu'à atteindre une taille critique, le but étant d'établir des intervalles d'inspection afin de vérifier la présence et par là même la taille de ces anomalies ou de ces fissures. Cette évaluation géométrique permettra par la suite de décider si la pièce est encore apte au service ou bien si elle doit être remplacée.

2. Problématique industrielle

Dans le cadre des certifications en tolérance au dommage, les motoristes sont appelés à évaluer l'influence des anomalies sur la durée de vie de leurs pièces. Ils sont notamment dans l'obligation de montrer que l'anomalie la plus importante, non détectable, ne mène pas à la rupture de la pièce, et ce sur toute la durée de vie du moteur. Un dimensionnement à l'amorçage est généralement utilisé pour dimensionner les disques de turbine. Cependant, ce type de dimensionnement ne prend pas en compte la possible présence d'anomalies. En effet, la présence de ces dernières peut conduire à l'amorçage d'une fissure et à la rupture de la pièce sans pour autant que la durée de vie à l'amorçage déterminée ne soit atteinte. La prise en compte des anomalies est donc primordiale dans le dimensionnement de ces pièces.

Les anomalies pouvant conduire à l'amorçage d'une fissure et à la rupture de la pièce peuvent être de différentes natures. Nous pouvons citer les anomalies inhérentes au matériau utilisé, que peuvent être les carbures ou nitrures, ainsi que les anomalies en service créées lors de l'impact de corps étrangers. Dans cette étude, nous nous intéresserons à l'influence des anomalies de maintenance. Elles sont introduites lors d'opérations de manutention du moteur, montage et démontage, lors desquelles des techniciens peuvent rayer ou bien laisser tomber un outil sur des pièces. Si les deux premiers types d'anomalies sont couramment étudiés dans

la littérature, il n'en est rien pour les anomalies de maintenance dans les matériaux métalliques. L'objectif de cette étude est donc de caractériser l'influence de ces anomalies, sur les phases d'amorçage, de micro-propagation et de propagation d'une fissure de fatigue, afin d'établir des intervalles d'inspection les mieux adaptés.

Suite au retour d'expérience sur flotte, deux types d'anomalies ont été retenus dans le cadre de cette thèse : les rayures et les chocs. Actuellement, la durée de vie en présence de ces anomalies est déterminée, à Snecma, par une approche dite en « fissures longues ». Elle consiste à assimiler l'anomalie de surface à une fissure semi-elliptique déjà amorcée et se propageant suivant le comportement d'une fissure dite longue (Loi de *Paris* et correction d'*Elber*) dès le premier cycle de chargement. Le calcul est finalement interrompu si l'un des critères d'arrêt est activé :

- La contrainte dans le ligament restant est supérieure à la limite à rupture du matériau R_m ;
- Le facteur d'intensité des contraintes maximal K_{max} est supérieur à la ténacité du matériau K_{IC}.

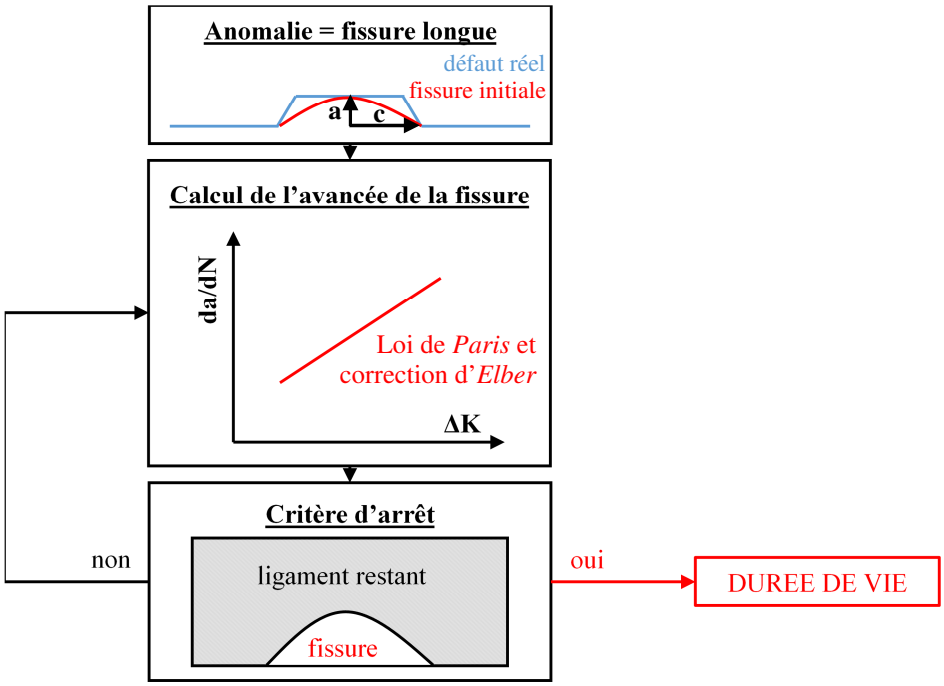


Figure 3 – Schéma de principe de la méthode actuellement utilisée par Snecma pour le calcul de la durée de vie d'une anomalie de surface

Si cette approche fournit une bonne capacité de prédiction dans le cas de propagation de fissures déjà amorcées et de taille dite longue (entre 500 µm et 1 mm), elle présente un conservatisme important dans le cas d'anomalies de surface non amorcées, rayures et chocs. En effet, les durées de vie calculées ne prennent en compte ni la phase d'amorçage, ni la phase de micro-propagation. Cette dernière correspond aux premiers stades de la propagation de fissures dans le champ mécanique hétérogène, créé par l'anomalie, modifiant le comportement macroscopique en fissuration. Cette non prise en compte occasionne un écart relativement important pouvant aller jusqu'à un facteur 10 avec les durées de vie réelles,

comme le montre la **Figure 4**. Nous pouvons observer que, pour différents types d'anomalie, de différentes profondeurs, pour différentes températures et contraintes maximales appliquées, la durée de vie expérimentale est supérieure à la durée de vie calculée. Ce conservatisme n'est pas gênant en soi mais contribue à la définition d'intervalles d'inspection courts. Il est donc nécessaire de quantifier plus précisément les différentes phases de la propagation afin de mieux modéliser le comportement en fatigue des rayures et des chocs introduits lors des opérations de maintenance.

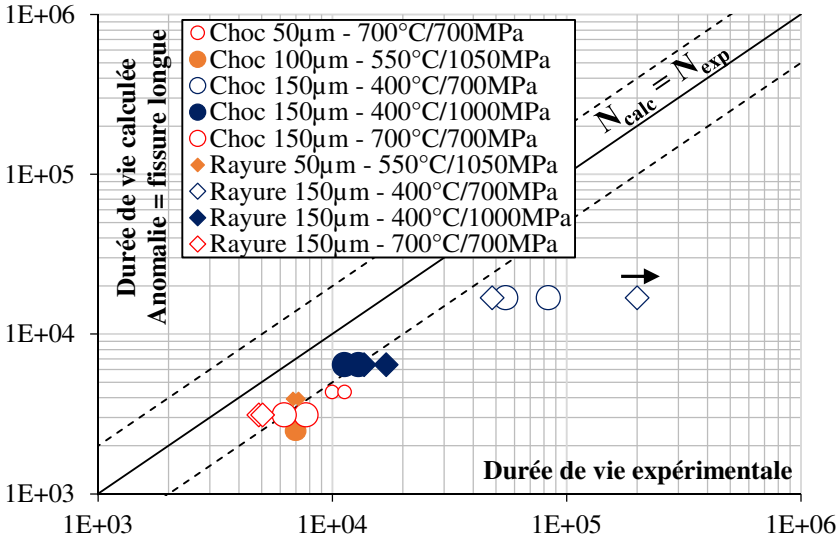


Figure 4 – Comparaison entre les durées de vie calculées et expérimentales pour le René 65 (essais ENSMA/Snecma)

Plusieurs facteurs peuvent être à l'origine du conservatisme observé :

- La non prise en compte de la phase d'amorçage si elle existe. En effet, la modélisation actuelle suppose une fissure se propageant dès le premier cycle de chargement. Ainsi, l'écart observé entre la durée de vie calculée et la durée de vie expérimentale pourrait être expliqué par une phase d'amorçage non négligeable, qui viendrait se rajouter au nombre de cycles calculé en propagation.
- L'effet de la géométrie et des contraintes résiduelles engendrées par l'introduction de l'anomalie. Ainsi, des contraintes résiduelles de compression sous les anomalies de surface pourraient ralentir la propagation de la fissure ; il en résulte alors des durées de vie expérimentales plus grandes que celles calculées. En effet, ces dernières ne tiennent pas compte de la présence de telles contraintes autour des anomalies.

Les travaux de thèse de **Doremus, 2014** ont permis d'expliquer ce conservatisme par la présence de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface qui ralentissent les premiers stades de propagation de la fissure. L'objectif de ces travaux était d'évaluer la nocivité d'anomalies de surface de type rayure, à profil en V, et de type choc, à profil en U, sur la durée de vie en fatigue. L'utilisation de traitements thermiques de relaxation a clairement mis en évidence l'influence de cet état de contrainte créé sous l'anomalie, comme le montre la **Figure 5**. En effet, en présence de contraintes résiduelles, un ralentissement de la propagation est observé dans les premiers stades. Après traitement thermique, et donc en l'absence de contraintes résiduelles, aucun ralentissement de la propagation n'est observé. Il

existe donc une influence de l'état initial (microstructure, écrouissage et contraintes résiduelles) dans lequel se trouve le matériau après l'introduction de l'anomalie sur la phase de micro-propagation. Les travaux de **Doremus et al., 2015** ont ainsi montré que de nombreux paramètres sont à prendre en compte afin de modéliser la propagation à partir des anomalies de type rayure et choc : la morphologie géométrique, l'état d'écrouissage et de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface et le chargement mécanique. Il en ressort que la phase de micro-propagation autour de l'anomalie représente le phénomène physique d'ordre un à modéliser car il impacte fortement la durée de vie dans le domaine étudié (faibles durées de vie, de l'ordre de 20 000 cycles).

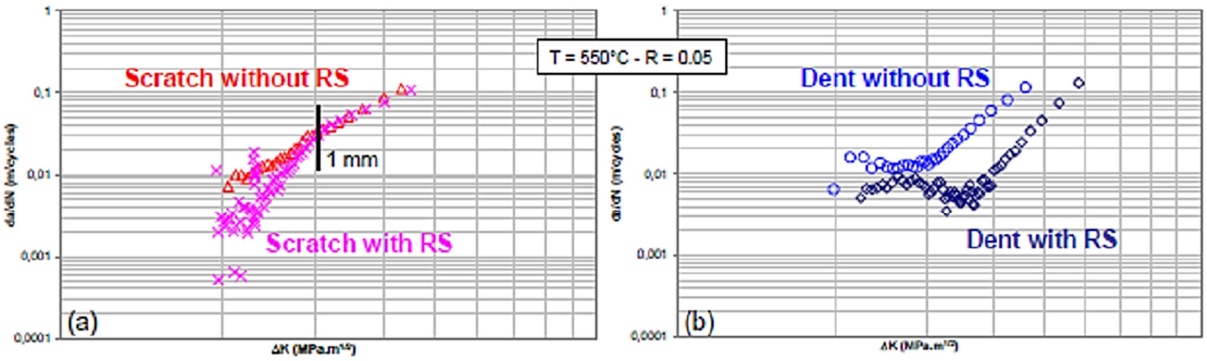


Figure 5 – (a) Vitesse de propagation en fonction du facteur d'intensité des contraintes *ΔK* pour des rayures de 150 µm et (b) pour des chocs avec et sans contraintes résiduelles dans l'Inconel 718DA (Doremus et al., 2015)

La combinaison de la concentration de contraintes induite par la géométrie de l'anomalie de surface, de la plasticité locale, des microfissures ainsi que des contraintes résiduelles affectent la résistance en fatigue du matériau. Toutefois, dans le cadre des travaux de thèse de **Doremus, 2014**, les anomalies de surface de type rayure et choc n'avaient pas des profils géométriques identiques. Il est par conséquent difficile de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles. Notre étude propose donc de poursuivre cette thématique en ayant pour objectif de séparer ces deux effets et en abordant plus spécifiquement l'aspect modélisation de la propagation de fissures dans un champ mécanique hétérogène. Il est par conséquent nécessaire, voire indispensable, de caractériser ce champ mécanique initial ainsi que sa redistribution sous chargement cyclique dans le but de modéliser la propagation d'une fissure. L'étude bibliographique qui suit a pour objectif d'évaluer et de décrire l'influence des rayures et des chocs sur les phases d'amorçages, de micro-propagation et de propagation d'une fissure de fatigue. Il paraît en outre important, dans un premier temps, de bien définir ce qu'est une anomalie de surface, d'identifier les effets de la présence d'une telle anomalie afin de pouvoir définir les principaux paramètres à prendre en compte dans une modélisation de la propagation de fissures. Dans cette étude, nous tâcherons donc de répondre à plusieurs questions scientifiques. Premièrement, quelle est l'influence du type, de la taille et de la morphologie des anomalies de surface sur la durée de vie ? De plus, le fait d'avoir des rayures et des chocs de même géométrie devrait nous permettre de répondre à la question de l'influence du mode de fabrication de chaque anomalie, et donc de l'influence des contraintes résiduelles et de l'effet d'entaille sur la propagation des fissures.

3. Etude bibliographique

3.1. Les anomalies de surface

Comme nous l'avons évoqué précédemment, les motoristes aéronautiques sont appelés à caractériser la nocivité des anomalies de surface introduites dans des pièces critiques. Pour cela, il est demandé de décrire d'un point de vue qualitatif et quantitatif les phases d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue à partir d'anomalies de surface de type rayure et choc, pouvant être introduites lors de la manutention des pièces. Il semble cependant qu'un manque existe dans la littérature concernant la nocivité des anomalies de surface survenant en maintenance dans les matériaux métalliques. Il est par conséquent intéressant d'élargir cette étude bibliographique à d'autres types d'anomalies.

Dans cette étude bibliographique, nous nous intéresserons de manière générale aux effets d'entaille, d'anomalies de surface qu'elles soient de type rayure ou choc ou bien encore aux dommages de type FOD. Le FOD, ou *Foreign Object Damage*, se réfère à l'endommagement associé à l'impact d'un corps étranger, le plus souvent en service. Ces corps étrangers, de différentes tailles et duretés, peuvent être projetés à des vitesses de l'ordre de 200 m/s à 300 m/s, provoquant des dommages importants et réduisant la durée de vie des pièces de manière conséquente. De tels impacts forment des cratères, des indents, et peuvent réduire la limite d'endurance jusqu'à 50% (**Nicholas, 2006**).

Il a été montré que l'endommagement issu d'anomalies de service résulte de la combinaison de trois facteurs affectant l'amorçage et la résistance à la fissuration des pièces (**Peters et al., 2000**, **Chen and Hutchinson**, **2002**) :

- La concentration de contraintes induite par la géométrie de l'anomalie ;
- La création d'un champ de contraintes résiduelles, due à la déformation plastique associée à l'introduction de l'anomalie ;
- L'apparition de microfissures, d'une modification locale de la microstructure (grains écrasés ou texturés, bandes de glissement) ou d'une rugosité pouvant jouer un rôle sur la phase d'amorçage.

Evaluer l'impact de la concentration de contraintes sur la résistance en fatigue est relativement simple à réaliser. A l'inverse, évaluer les effets du champ de contraintes résiduelles, induit par l'anomalie, sur la durée de vie n'est pas aussi simple car les contraintes résiduelles sont difficiles à prédire. Elles sont pourtant un paramètre d'ordre un dans le contrôle de l'amorçage et/ou de la vitesse de propagation, et peuvent être responsables de son accélération si celles-ci sont de tension ou de son ralentissement si elles sont de compression (**Chen et Hutchinson, 2002**). Cependant, les contraintes résiduelles ne sont pas constantes au cours du temps et peuvent se relâcher ou se redistribuer plus ou moins vite suivant la nature du matériau ainsi que des conditions d'essais que peuvent être la température, la contrainte appliquée ou le rapport de charge (**Boyce et al., 2003**, **Frankel et al., 2012**). Ce phénomène n'est pas à négliger et peut jouer un rôle important sur le comportement des fissures en propagation.

3.2. Caractérisation des anomalies de surface et effet sur la tenue en fatigue

3.2.1. Caractérisation des anomalies de surface de type rayure

Nous allons dans un premier temps nous intéresser à la caractérisation des rayures et principalement aux contraintes résiduelles résultantes de leur introduction. Nous étudierons également l'influence de leur géométrie sur la tenue en fatigue. **Cini et Irving, 2010** ont examiné cette influence. Dans cette étude, des éprouvettes en aluminium 2024-T351, contenant des rayures traversantes de profondeur et de rayon en fond d'entaille différents ont été testées en fatigue, en contrainte imposée (σ_{max} = 200 MPa) et à rapport de charge positif (R = 0,1). Les résultats expérimentaux présentés en **Figure 6** montrent que la profondeur et le rayon en fond d'entaille agissent de manière non négligeable sur le nombre de cycles à rupture. Ainsi, la durée de vie de l'éprouvette diminue lorsque la profondeur de la rayure augmente et lorsque son rayon en fond d'entaille diminue. En ce qui concerne le comportement à l'amorçage, pour un facteur de concentration de contraintes K_t élevé, supérieur à 9, les auteurs n'observent la présence d'un multi-amorçage, tandis que pour des valeurs de K_t plus faibles plusieurs sites d'amorçage sont visibles retardant la formation d'un front de fissure unique. Il semblerait que cette variation de concentration de contraintes ait un impact sur la taille de la zone plastique sous l'anomalie favorisant, ou non, l'amorçage de fissures.

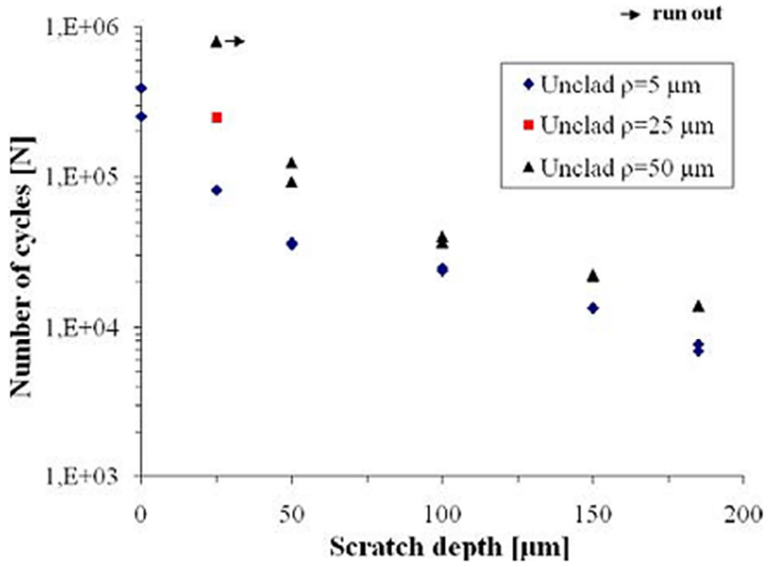


Figure 6 – Durées de vie en fatigue en fonction de la profondeur et du rayon en fond d'entaille dans de l'aluminium non revêtu (Cini et Irving, 2010)

Zhao et al., 2009 ont quant à eux montré l'impact de la méthode d'introduction de la rayure. Pour ce faire, la dureté des zones se situant sous celle-ci, sur ses flancs et également en surface a été évaluée. Des rayures traversantes, dans un alliage d'aluminium 2024-T351, sont réalisées par passes successives sur des plaques, à l'aide d'une machine-outil contrôlée numériquement dont la précision est de l'ordre de 5 µm à 10 µm. Des mesures de micro et nano-dureté sont effectuées en surface et sur une coupe transversale. Il est ainsi mis en évidence que la dureté des zones situées à proximité de la rayure, sur une distance environ

égale à sa profondeur, est affectée par son introduction (**Figure 7**). Des régions relativement plus douces en surface et des régions plus écrouies sous la rayure et sur ses flancs sont observées, par rapport à une zone non affectée, éloignée de la rayure.

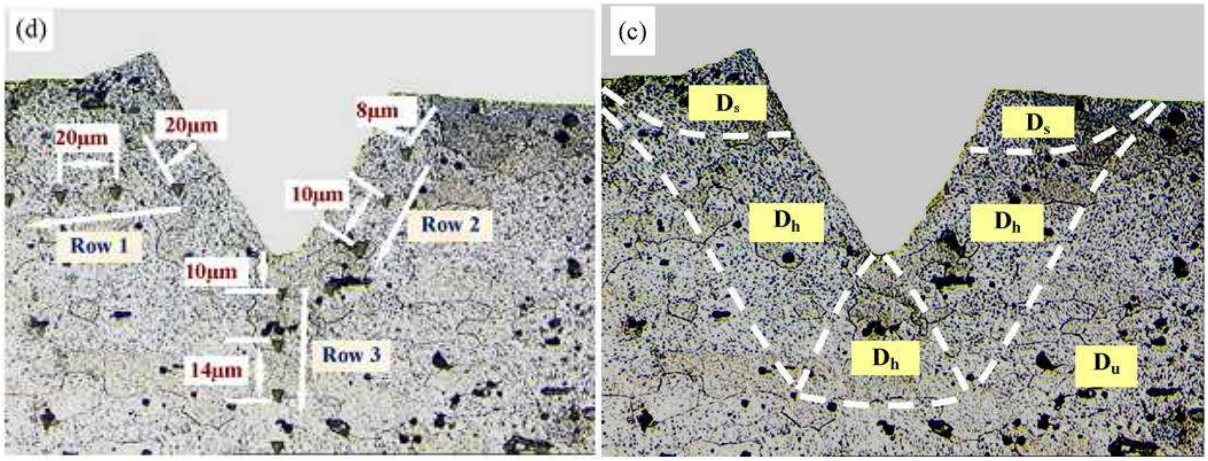


Figure 7 – Cartographie des zones écrouies par mesures de nano-dureté autour d'une rayure où D_u correspond à la dureté non affectée, D_h une dureté plus élevée et D_s une dureté plus faible (Zhao et al., 2009)

Khan et al., 2011, par traitement des courbes charge-déplacement de nanoindentation, ont pu remonter aux contraintes résiduelles situées sous une rayure dans ce même alliage. Afin d'avoir une comparaison encore plus riche, deux types d'outil sont utilisés pour usiner les rayures. Le premier outil, diamanté, semble provoquer une déformation plastique importante identifiable par un repoussement de matière conséquent en surface. L'utilisation du second outil donne à l'inverse, un profil de rayure assez net, ce qui laisse à penser que les déformations plastiques engendrées sont moins importantes. Le profil laissé par l'outil donne l'impression d'une découpe de la matière et non à un repoussement, comme le montre la **Figure 8**.

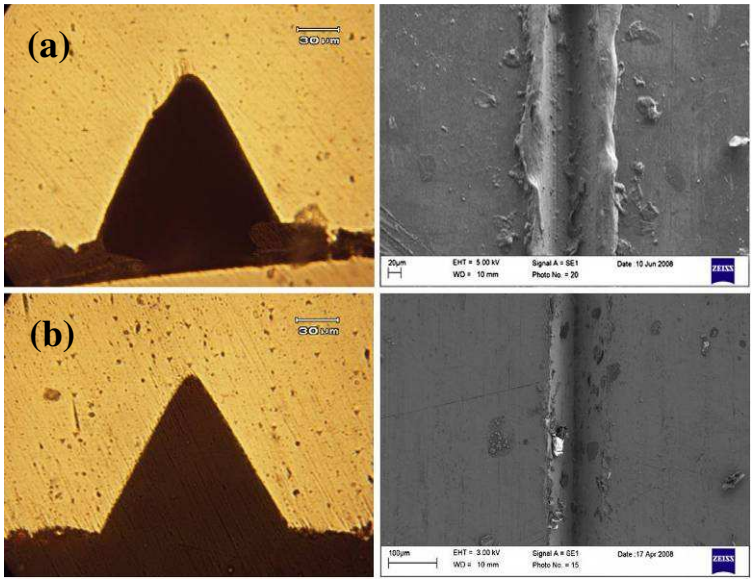


Figure 8 – (a) Coupes transversales et vue de dessus des rayures effectuées avec un outil 1 et (b) un outil 2 (Khan et al., 2011)

Une quantification des niveaux de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X synchrotron et par nanoindentation ont permis de montrer que le mode d'introduction influait sur le champ de contraintes introduit. Ainsi, l'outil diamanté engendrant des déformations plastiques plus importantes, visibles par un repoussement de matière, donne des contraintes résiduelles plus élevées. Elles semblent être majoritairement de traction sous la rayure, celles-ci s'atténuant avec la distance, et de compression sur quelques zones situées sur les bords de la rayure. Les niveaux de contraintes sont relativement peu importants, environ 200 MPa, et la zone affectée de l'ordre de la centaine de microns (**Figure 9**). Les régions observées étant petites et peu contraintes, l'utilisation des rayons X synchrotron ne permet pas de discrétiser les différentes zones avec suffisamment de précision.

En résumé, l'introduction d'une rayure est à l'origine d'un écrouissage et de l'apparition de contraintes résiduelles situées sous cette anomalie. La zone affectée est relativement confinée et le niveau de contraintes résiduelles peu important. Ces contraintes dépendent à la fois du mode d'introduction, de l'outil utilisé ainsi que du matériau étudié. De plus, une combinaison profondeur-rayon en fond d'entaille peut être la source d'une concentration de contraintes relativement grande, permettant un amorçage plus ou moins rapide.

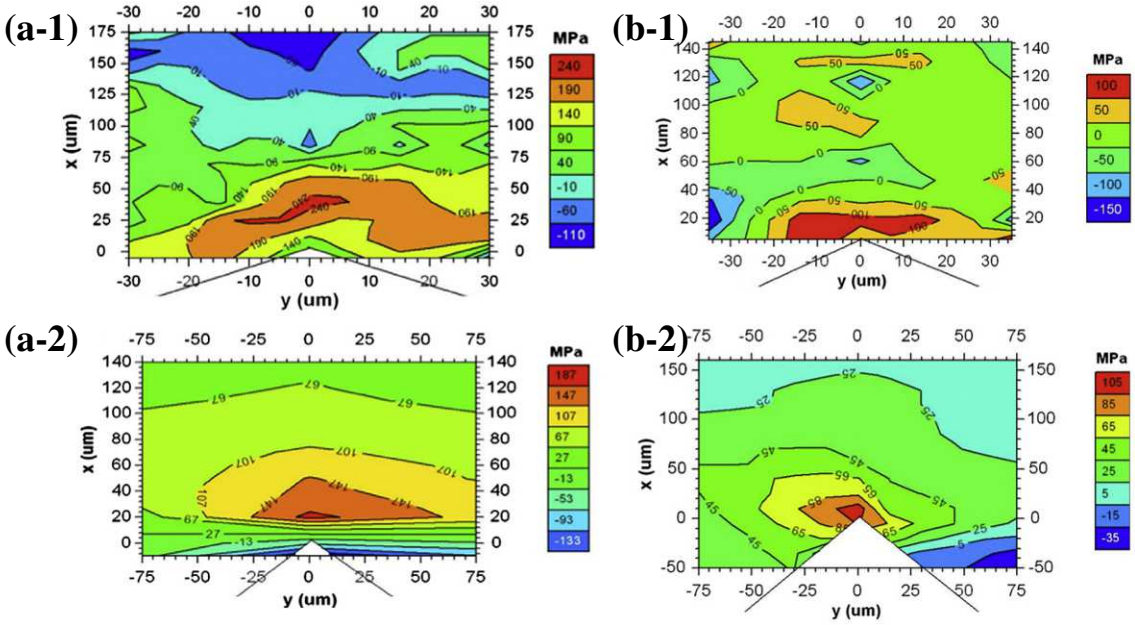


Figure 9 – (a) Etat de contraintes résiduelles dans un alliage d'aluminium après introduction d'une rayure à l'aide d'un outil 1 et (b) d'un outil 2 ; (a-1,b-1) comparaison des résultats donnés par synchrotron et (a-2,b-2) par nanoindentation (Khan et al., 2011)

3.2.2. Caractérisation des anomalies de surface de type choc

La littérature existante sur les anomalies de type choc se consacre essentiellement à l'étude d'impact de corps étrangers (FOD) sur des pièces en service. Les vitesses d'impact étant élevées, jusqu'à 300 m/s, elles créent des anomalies très endommageantes : concentration de contraintes, contraintes résiduelles locales et modification de la microstructure avoisinante. La caractérisation de ce champ mécanique a déjà fait l'objet

d'études aussi bien expérimentales que numériques. **Boyce et al., 2001** ont par exemple mis en évidence la présence de contraintes résiduelles sous l'impact d'une bille dans l'alliage de titane Ti64. Ainsi, par diffraction des rayons X et par un calcul éléments finis, une zone de contraintes résiduelles de compression située sous le choc et une zone de traction en surface et plus en profondeur ont été évaluées, comme l'illustre la **Figure 10**. La zone affectée est relativement large et le niveau de contraintes résiduelles important, supérieur à la limite d'élasticité du matériau.

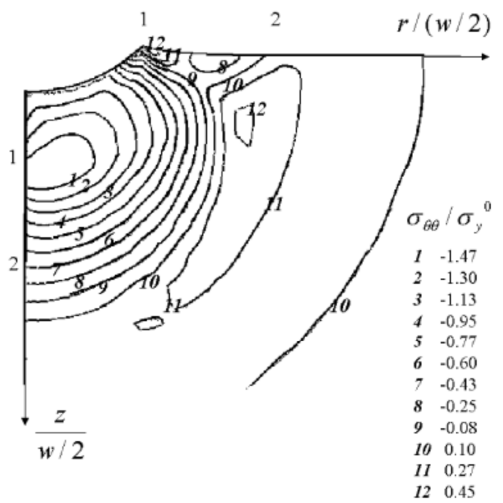


Figure 10 – Simulation numérique par éléments finis montrant la distribution des contraintes après l'impact d'une bille à 200 m/s sur un alliage de titane Ti64 (Boyce et al., 2001)

Diverses études ont par la suite confirmé ces résultats, tout en étudiant des morphologies d'anomalies plus sévères. **Frankel et al., 2012** ont caractérisé l'état initial d'un matériau après l'impact d'un objet cubique à l'aide de la diffraction des rayons X synchrotron, et évalué la pertinence des modèles éléments finis dynamiques employés. La **Figure 11** montre les deux types d'éprouvettes testées contenant respectivement des chocs à profil en V de 650 µm et 750 µm de profondeur.

La diffraction des rayons X ne permet pas d'évaluer directement les contraintes résiduelles mais simplement les déformations résiduelles. Néanmoins, elle permet d'observer qu'une zone en compression se situe directement sous l'anomalie tandis qu'une zone de traction se situe en surface, et ce pour les deux types d'éprouvette (**Figure 12**). La zone se situant plus en périphérie du choc de l'éprouvette I (z = 2,25 mm, cf. **Figure 11**) est également en traction. Toutefois, nous pouvons constater que les niveaux de déformation calculés sont surestimés d'un facteur environ égal à 2, par rapport aux mesures expérimentales. Cette surestimation peut s'expliquer par de mauvaises hypothèses de calcul (lois matériaux, phénomènes de contacts) mais également par des phénomènes physiques. En effet, des observations microscopiques montrent la présence de microfissures, de bandes de glissement et d'une microstructure déformée sous le choc, synonymes d'une déformation plastique importante que le modèle éléments finis ne prend pas en compte. Ces résultats mettent en exergue la nécessité de réaliser des mesures expérimentales directes dans le but de pouvoir recaler les résultats issus de simulations numériques.

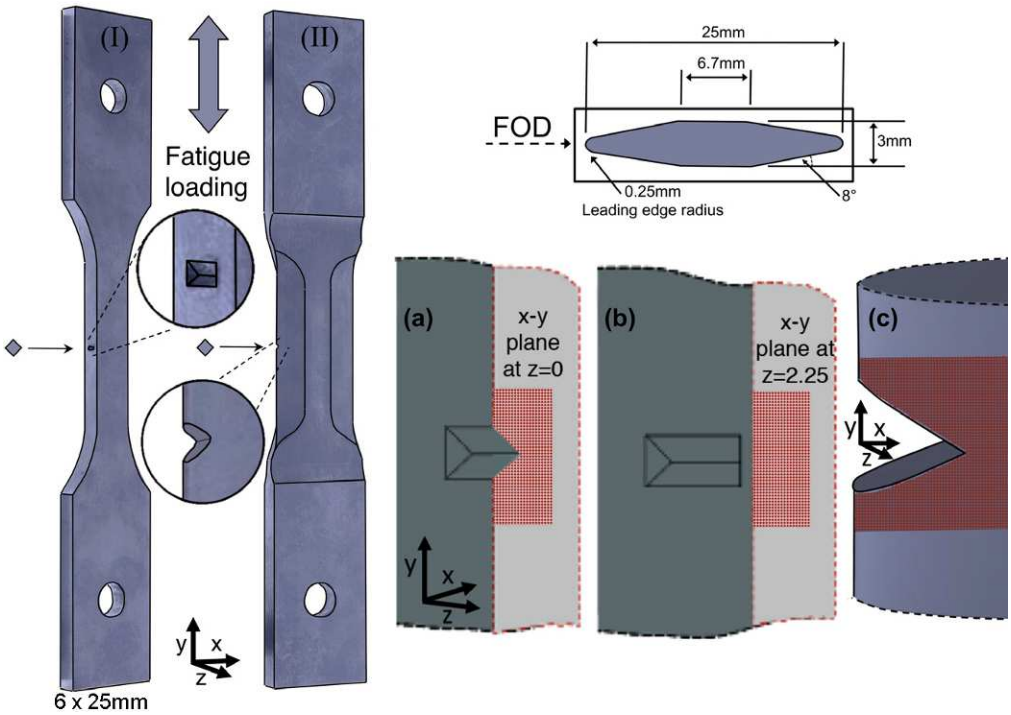
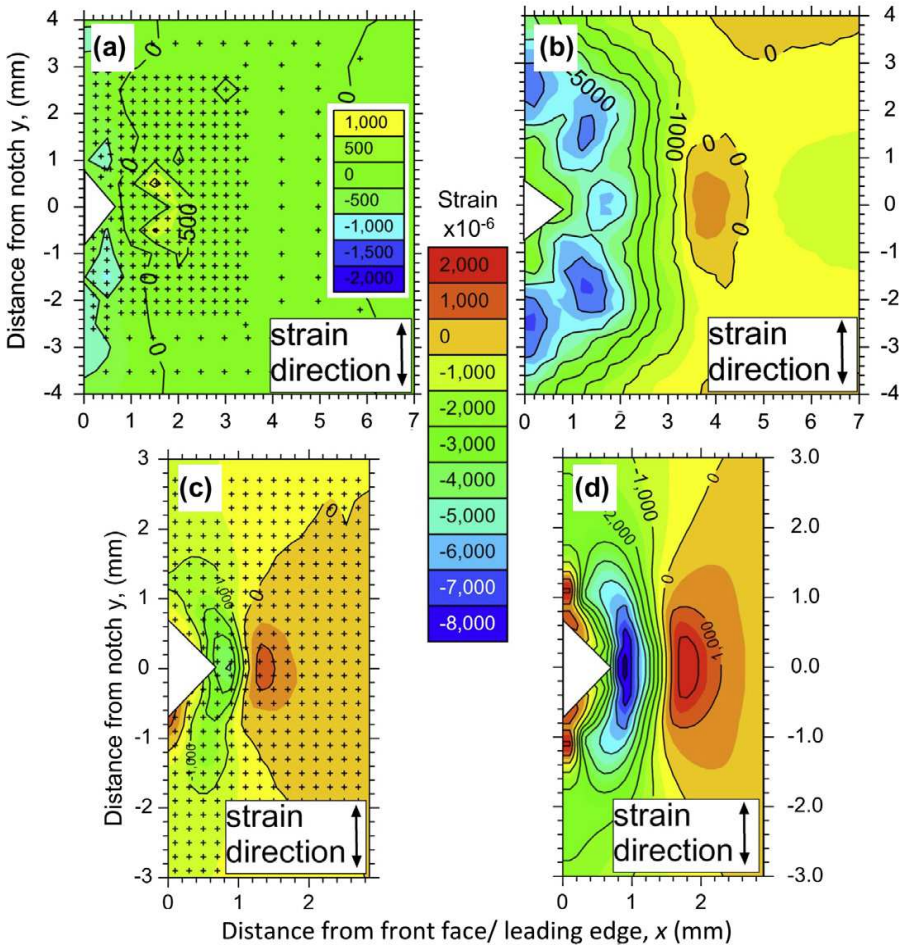


Figure 11 – Eprouvettes (I et II) en Ti64 ayant subi l'impact d'un cube d'arrête 3 mm et schémas des mesures synchrotron (I-a, b et II-c) (Frankel et al., 2012)



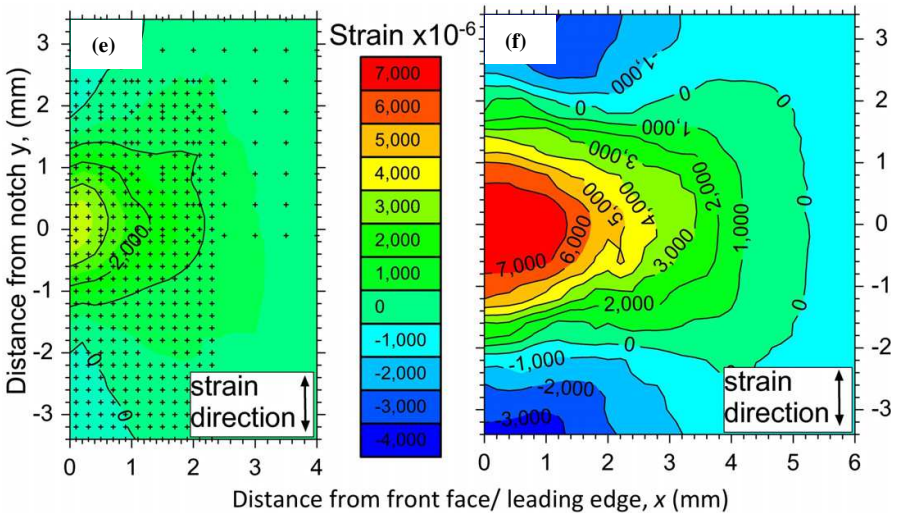


Figure 12 – (a) Résultats des mesures synchrotron et (b) des calculs éléments finis effectués sur les éprouvettes I (a,b), II (c,d) et I en périphérie (e,f) (Frankel et al., 2012)

Zabeen et al., 2013 ont pour leur part investigué les effets des contraintes résiduelles dues à l'impact d'un corps étranger (FOD) sur une éprouvette reproduisant le bord d'attaque d'une voilure en Ti64, précontraint par grenaillage par choc laser (*Laser Shock Peened*). Basé sur le concept que les contraintes résiduelles de compression peuvent ralentir la propagation d'une fissure, le LSP est l'un des traitements de surface permettant l'introduction, sur une fine épaisseur, de ces contraintes. Afin de connaître l'influence d'un FOD sur le champ de précontraintes déjà existant, une anomalie de type choc a été introduite. Le champ de contraintes résiduelles, autour de cette anomalie, a par la suite été évalué par diffraction des rayons X synchrotron et par la méthode du contour. Les résultats, illustrés en **Figure 13**, montrent qu'au champ préexistant associé au procédé LSP, se superposent des contraintes résiduelles significatives induites par l'introduction de l'objet. Ainsi, il est observé une petite zone de contraintes résiduelles de traction sur les flancs de l'impact tandis qu'une large zone de compression se trouve directement sous ce dernier. En dépit de la sévérité de l'impact et de sa haute vélocité (250 m/s), les contraintes résiduelles ne dépassent pas la limite d'élasticité du matériau. Le maximum de compression se situe aux alentours de $-0{,}8\sigma_y$ tandis que celui de traction est de $0{,}2\sigma_y$. De plus, l'introduction de l'objet ne modifie que localement les contraintes, ce qui suggérerait que les contraintes résiduelles induites par le procédé LSP sont d'ordre un par rapport à celles introduites par l'impact. Il a été de plus observé, pour toutes les anomalies étudiées, une modification microstructurale importante caractérisée par la formation de bandes de cisaillement et la présence de microfissures.

La littérature confirme que l'influence des anomalies de type choc ou rayure est la balance d'effets multiples et variés. En effet, la concentration de contraintes, les contraintes résiduelles mais également des défauts microstructuraux et/ou un pré-endommagement peuvent survenir à l'impact. Il est donc important de pouvoir analyser l'influence de ce champ mécanique initial hétérogène sur la tenue en fatigue.

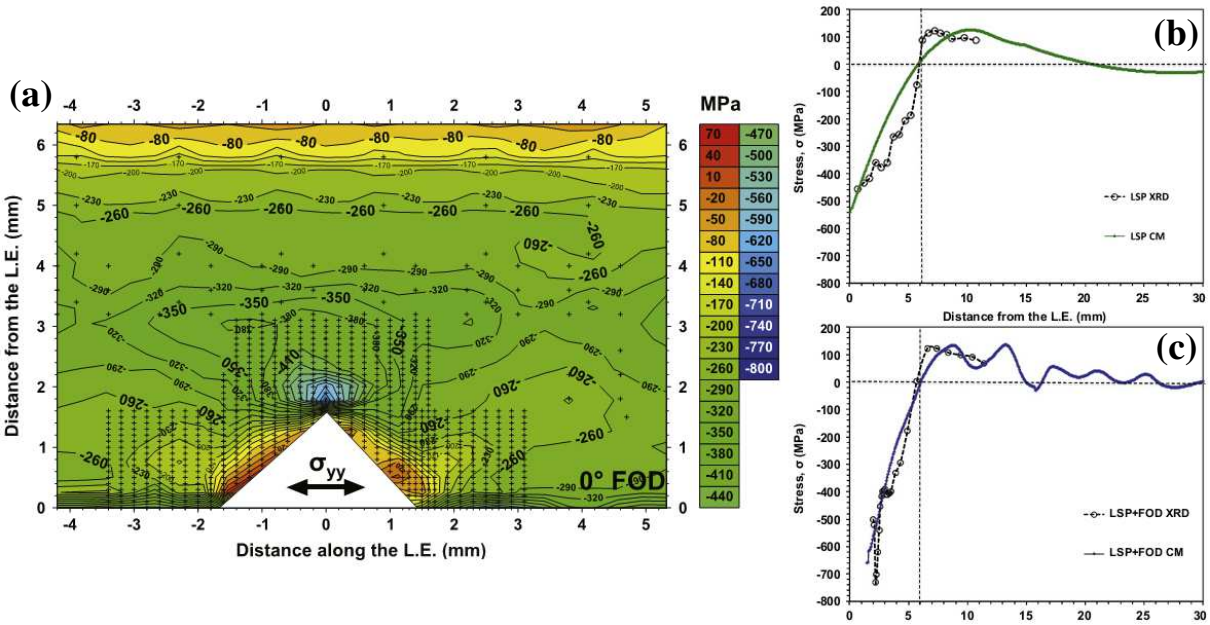
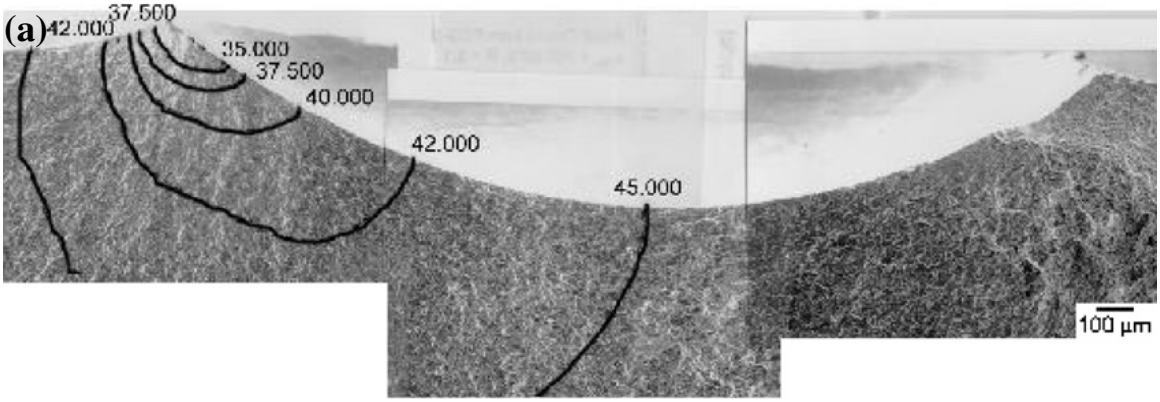


Figure 13 – (a) Cartographie des contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons X synchrotron et comparaison de la distribution des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale entre les rayons X synchrotron et la méthode du contour (b) avec et (c) sans FOD (Zabeen et al., 2013)

3.2.3. Influence de la présence d'anomalies de surface sur la tenue en fatigue

De par l'endommagement qu'elles induisent, les anomalies de surface, qu'elles soient de type rayure ou choc, constituent des sites privilégiés d'amorçage de fissures pouvant conduire à la ruine de la structure. **Chen et Hutchinson, 2001** ont par ailleurs identifié trois sites d'amorçage potentiel pour des chocs de billes à haute vélocité, dans l'alliage de titane Ti64 et pour des conditions de chargement HCF (σ_{max} = 500 MPa, R = 0,1) :

- En surface loin de l'anomalie lorsque les impacts sont de petites tailles ;
- Au coin de l'anomalie, où les contraintes résiduelles sont principalement de traction et le facteur de concentration de contraintes K_t important (**Chen et Hutchinson, 2001**) ;
- Au fond de l'anomalie, où les contraintes résiduelles sont de compression mais où des dommages microstructuraux peuvent être observés (**Peters et al., 2000**; **Spanrad et Tong, 2011**).



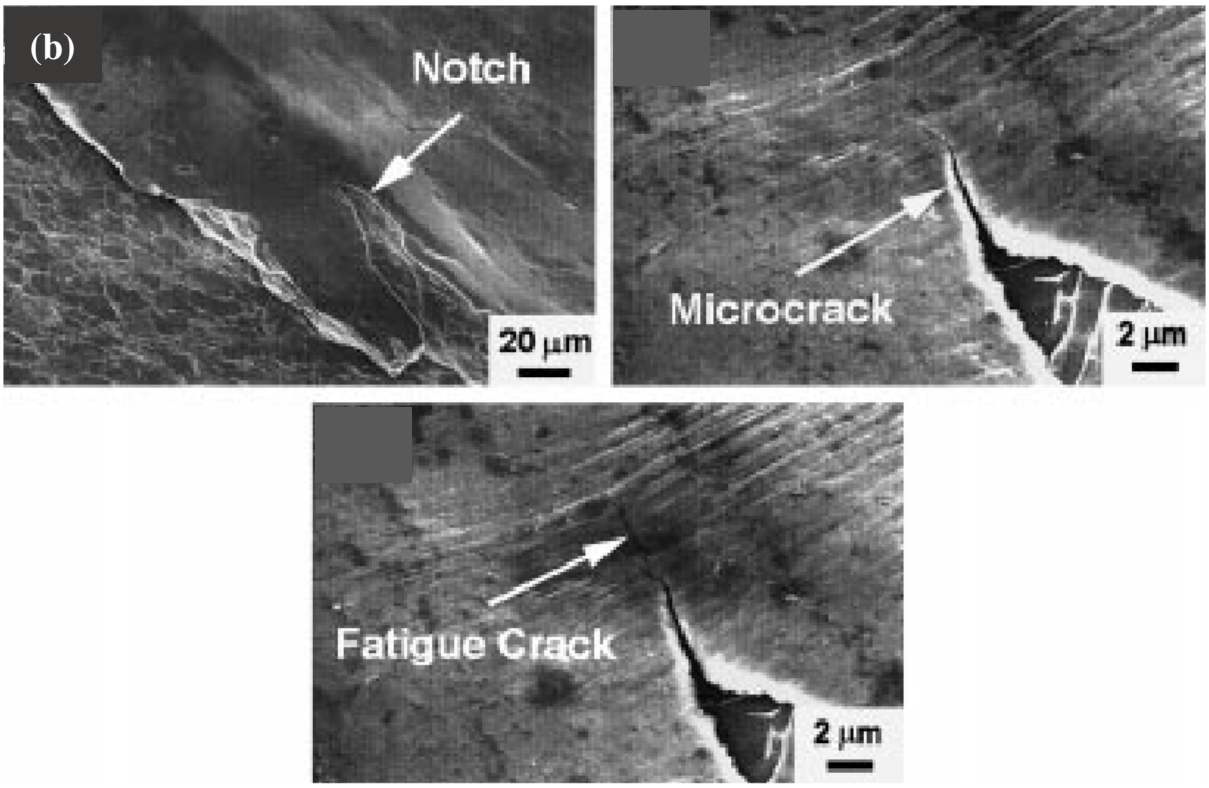


Figure 14 – (a) Micrographies MEB de l'amorçage d'une fissure en coin (Chen et Hutchinson, 2001) ou (b) à partir d'une micro entaille au fond d'un choc bille (Peters et al., 2000)

Il est désormais bien connu que les contraintes résiduelles de compression jouent un rôle bénéfique sur la propagation de fissures. C'est d'ailleurs sur ce principe que reposent différents procédés permettant d'améliorer la tenue en fatigue des structures comme le grenaillage (**John et al.**, **2003**). Le principe consiste à projeter en continu des micro-billes à grande vitesse sur la surface d'une pièce afin d'en modifier la structure superficielle ; la surface du matériau étant par conséquent déformée plastiquement sur une fine couche. La pièce traitée contient alors des contraintes résiduelles de compression en surface permettant d'améliorer ses caractéristiques mécaniques, et sa résistance à la propagation de fissures.

Benachour et al., 2009 ont montré l'influence de ces contraintes résiduelles de compression sur la propagation de fissures de fatigue, s'amorçant à partir d'anomalies artificielles fabriquées par électroérosion, dans un alliage d'aluminium 2024-T351. Des essais sous chargement cyclique ont mis en évidence l'influence des contraintes résiduelles comme l'illustre la **Figure 15** ; plus le niveau de contraintes résiduelles de compression est important, plus la propagation de la fissure est ralentie. Nous pouvons noter que l'effet retard observé sur ce matériau varie fortement pour de faibles variations du niveau de contraintes résiduelles. Toutefois, les fissures observées peuvent être considérées comme longues pour ce matériau. Nous pouvons alors nous demander ce qu'il en serait pour de plus petites fissures.

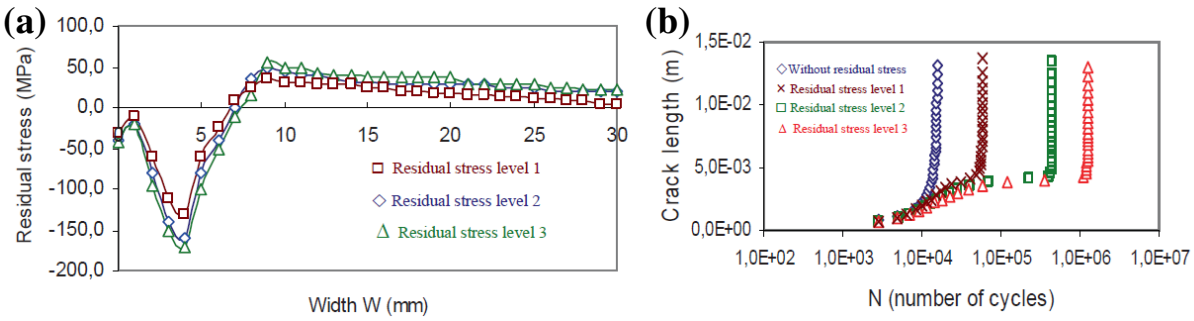


Figure 15 – (a) Niveaux de contraintes résiduelles introduits et (b) évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles (*R* = 0,24) (Benachour et al., 2009)

D'autres techniques de traitements superficiels permettent d'améliorer les caractéristiques mécaniques par introduction de contraintes résiduelles de compression ; le *Low Plasticity Burnishing* (LPB) en fait partie. Le principe consiste à faire rouler une petite bille parfaitement lisse sous une force normale suffisante permettant de déformer la surface du matériau en tension, créant ainsi une fine couche de contraintes résiduelles de compression (**Figure 16**).

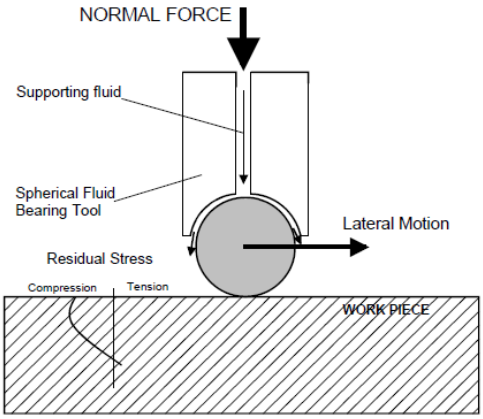


Figure 16 – Schéma de principe du « Low Plasticity Burnishing » (Prevéy et al., 2000)

Outre le fait que la couche de compression améliore la résistance à la propagation de fissures, **Prevéy et al., 2000** ont également pu observer un autre phénomène intéressant. Des essais de fissuration ont été effectués sur des éprouvettes en superalliage à base nickel Inconel 718, pré-fissurées à partir d'une anomalie semi-circulaire créée par électroérosion (EDM). Après pré-fissuration, le traitement de surface LPB est appliqué sur une zone rectangulaire centrée sur l'anomalie de surface EDM avant d'être testée en fissuration (*R* = 0,01). La **Figure 17** montre le champ de contraintes mesuré par diffraction des rayons X et un des faciès de rupture. Par cette expérience, les auteurs ont ainsi observé que les contraintes résiduelles influent sur la morphologie du front de fissure. Nous pouvons constater sur le faciès de rupture l'anomalie de surface semi-circulaire réalisée par électroérosion ainsi que le front de fissure, semi-circulaire lui aussi, après pré-fissuration. L'introduction de contraintes résiduelles par LPB modifie considérablement l'évolution du front de fissure. En effet, le maximum de contraintes résiduelles de compression associé au procédé LPB se situe en amont de la pré-fissure. Par conséquent, la fissure va se propager en profondeur, retrouvant des contraintes résiduelles plus favorables à son expansion tandis que sa progression sera

fortement ralentie en surface (zone en compression) donnant alors une morphologie particulière au front de fissure. Ceci met également en évidence que malgré la propagation d'une fissure, le champ de compression n'est pas totalement relaxé puisqu'il bloque sa progression sur les bords.

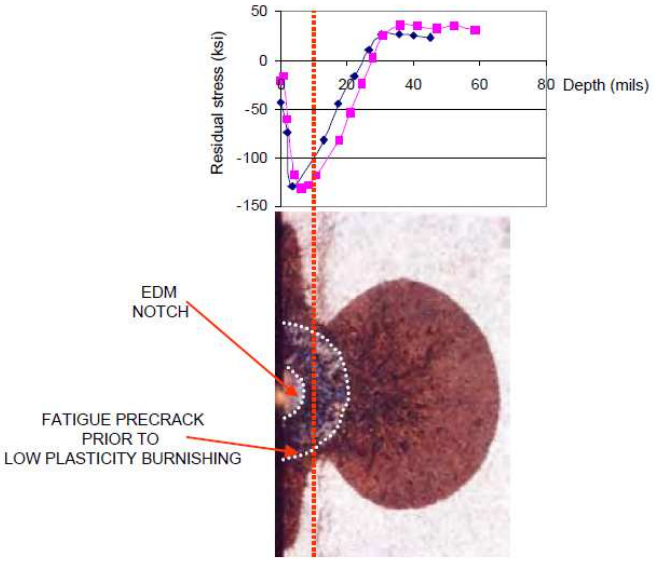


Figure 17 – Champ de contraintes résiduelles mesuré par diffraction des rayons X et faciès de rupture observé après essai de fissuration (Prevéy et al., 2000)

Courtin, 2004 a également mis en évidence ce phénomène dans des éprouvettes cylindriques dont la surface a été galetée. Le galetage est un autre procédé industriel permettant d'augmenter la résistance en fatigue du matériau par l'introduction de contraintes résiduelles superficielles au fond de la gorge. La **Figure 18-a** montre un exemple de faciès de rupture observé pour une éprouvette non galetée sollicitée en flexion (R = 0,1, 5 Hz). Suite à un multi-amorçage (observable jusqu'à 10 000 cycles), la fissure se propage et semble garder une évolution quasi-constante durant toute la propagation, et ce jusqu'à rupture de l'éprouvette. Le front de fissure est relativement droit. Un tout autre comportement est observable sur les faciès de rupture d'éprouvettes galetées pour les mêmes conditions expérimentales, comme l'illustre la **Figure 18-b**. Un multi-amorçage est identifiable (jusqu'à environ 20 000 cycles) puis la propagation de la fissure semble ralentir. En effet, une fois la fissure assez grande, la propagation continue à cœur donnant au front de fissure une morphologie particulière.

L'auteur explique cette évolution par la présence de contraintes résiduelles superficielles de compression dues au procédé de galetage. Cet état de contrainte va dans un premier temps ralentir la propagation de la fissure, favorisant une propagation circonférentielle. Une fois l'état de compression maximal dépassé, la fissure continue de propager en profondeur et la vitesse de propagation semble s'accélérer. La morphologie du front de fissure ne s'équilibrera que plus tard dans la propagation.

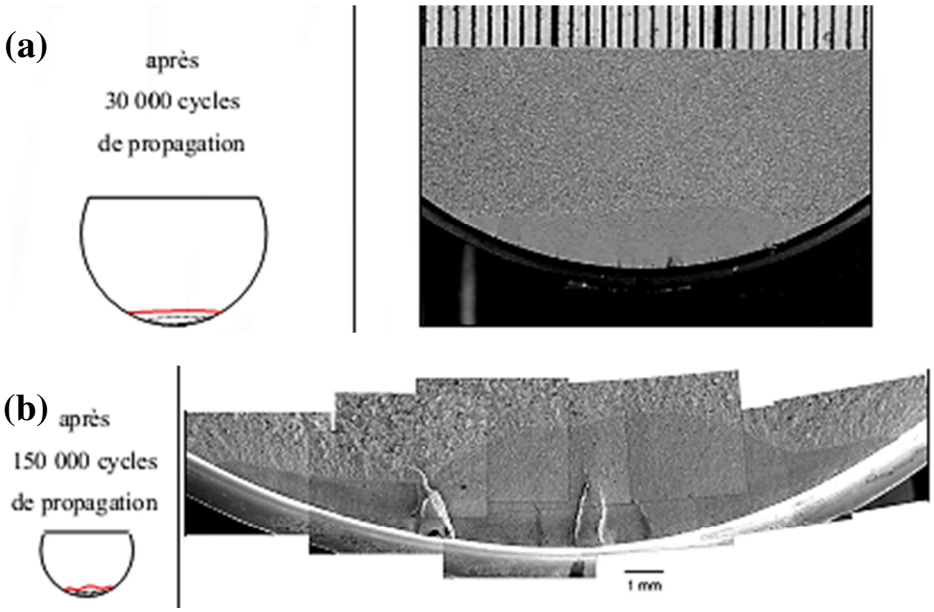


Figure 18 – (a) Faciès de rupture d'éprouvettes non galetées et (b) galetées (essais interrompus) (Courtin, 2004)

Comme nous l'avons évoqué plus tôt dans cette introduction, **Doremus et al., 2015** ont également mis en évidence l'influence du champ de contraintes résiduelles initial sur la vitesse de propagation des fissures. Des essais de fissuration (550°C, σ_{max} = 800 MPa, R = 0,05) ont été réalisés sur des éprouvettes à section rectangulaire, en Inconel 718DA, contenant des anomalies de surface de type rayure (à profil en V) et choc (à profil en U). Il est ainsi observé qu'en présence de contraintes résiduelles de compression, la vitesse de propagation est fortement ralentie dans les premiers stades (**Figure 5**). L'évolution de la morphologie du front de fissure est également fortement influencée par le champ de contraintes résiduelles présent. En effet, ces dernières sont telles que la propagation en profondeur est ralentie tandis qu'elle semble s'accélérer ou se propager à vitesse normale, en coin, comme le montre la **Figure 19** dans le cas d'anomalies de type choc. Il semblerait donc qu'un champ de contraintes plus favorable à l'expansion de la fissure existe en coin, donnant au front de fissure sa forme particulière dite en « oreille ». A l'inverse, pour l'éprouvette traitée thermiquement et par conséquent sans contraintes résiduelles, le front de fissure n'est plus perturbé et est de forme régulière, semi-elliptique. Toutefois, ces résultats n'ont été mis en évidence, jusqu'à présent, que dans le domaine des faibles durées de vie (environ 20 000 cycles).

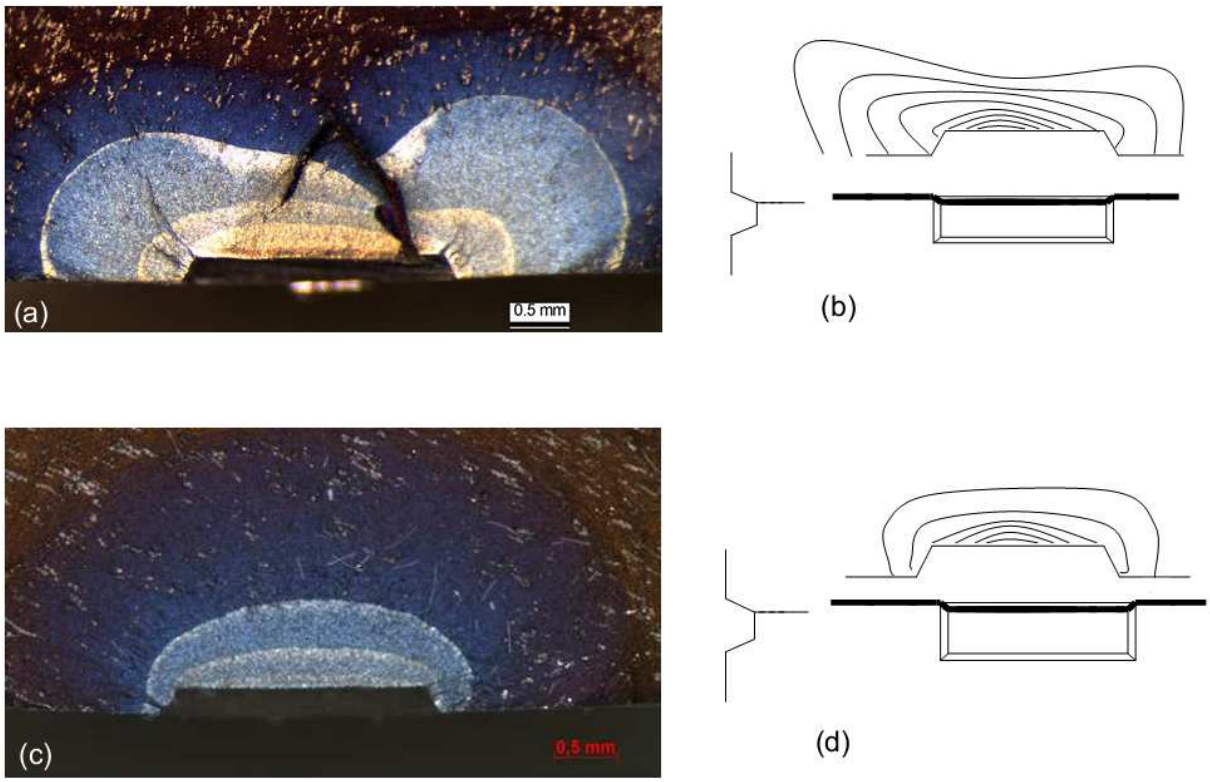


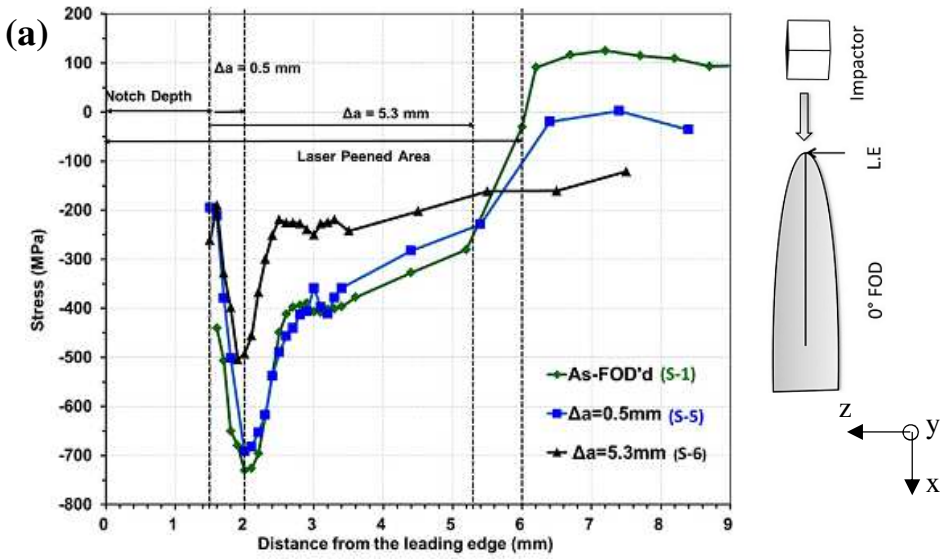
Figure 19 – (a,c) Observations optiques et (b,d) illustration de l'évolution de la morphologie du front de fissure pour une anomalie de type choc U avec (a,b) et sans (c,d) contraintes résiduelles (Doremus et al., 2015)

Les anomalies de surface introduisent des contraintes résiduelles de compression plus ou moins importantes selon le matériau et le mode d'introduction. Bien que ces anomalies soient à l'origine d'un amorçage rapide et donc de durées de vie faibles, le champ mécanique hétérogène dont elles sont à l'origine modifie la contrainte moyenne et accélère ou ralentit la propagation des fissures. Cet amorçage rapide peut d'ailleurs être favorisé en présence d'un endommagement initial. Au-delà des contraintes résiduelles, les anomalies de surface créent également une concentration de contraintes de par leur géométrie. Par conséquent, il existe une certaine interaction entre les contraintes résiduelles et la concentration de contraintes. Il semble donc nécessaire de prendre en compte ces variables dans le but de modéliser la vitesse de propagation au plus près des résultats expérimentaux. Toutefois, les contraintes résiduelles ne sont pas constantes au cours du temps : en effet, celles-ci peuvent se relaxer sous l'action d'un chargement mécanique ou thermique ou se redistribuer en présence d'une fissure. Pour prendre en compte l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue dans un calcul de durée de vie, il est donc nécessaire de pouvoir quantifier ces phénomènes.

A l'aide d'essais de fatigue *in situ* et *ex situ* à température ambiante, **Boyce et al., 2003** ont montré que la relaxation des contraintes résiduelles introduites lors de l'impact d'une bille à haute vitesse dans un alliage de titane se produisait dans les tous premiers cycles. Ceci est d'autant plus vrai que la contrainte maximale appliquée est grande (**Boyce et al., 2001**, **2003**). Ainsi, en cyclant à la contrainte maximale égale à la limite d'endurance à 10^7 cycles du matériau, les auteurs ont montré que le champ de contraintes

résiduelles se relaxe de 50% dans les tous premiers cycles. Pour une contrainte maximale plus faible, quasiment aucune relaxation n'est observée.

Zabeen et al., 2015 ont pour leur part examiné l'évolution de l'état initial de contraintes résiduelles, associé au procédé de *Laser Shock Peened* (LSP) et à l'introduction d'un FOD, en présence d'une fissure de fatigue amorcée sous chargement cyclique. Pour ce faire, des éprouvettes représentant des bords d'attaque de voilure en Ti64 ont été sollicitées en flexion, en contrainte imposée et pour des conditions de chargement LCF (σ_{max} = 586 MPa, R = 0,1, f = 0,25 Hz). Des cartographies de déformations résiduelles ont par la suite été réalisées à l'aide de la diffraction des rayons X synchrotron. Dans le but de quantifier l'ampleur de la relaxation en fonction de la taille d'une fissure, deux éprouvettes ont été progressivement fissurées. Dans les deux cas, une fissure s'est amorcée au fond de l'anomalie. En dépit de la présence d'une fissure de 0,5 mm et de la forte contrainte imposée ($\sigma_{max} = 0{,}68\sigma_y$), le champ de déformations résiduelles mesuré reste plus ou moins constant. Très peu de relaxation est alors observé, comme l'illustre la **Figure 20-a,b**. Il faut attendre la propagation d'une fissure d'environ 5 mm pour constater une relaxation de la déformation résiduelle, non négligeable, sous l'impact. De plus, nous pouvons également observer que la présence de cette fissure modifie de manière significative la distribution de la déformation autour de celle-ci (**Figure 20-c**). Cette étude montre que les phénomènes de relaxation, qu'ils soient de nature thermique ou mécanique, avec ou sans présence d'une fissure, sont à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissures, puisqu'ils modifient de manière non négligeable le champ de contraintes résiduelles initial.



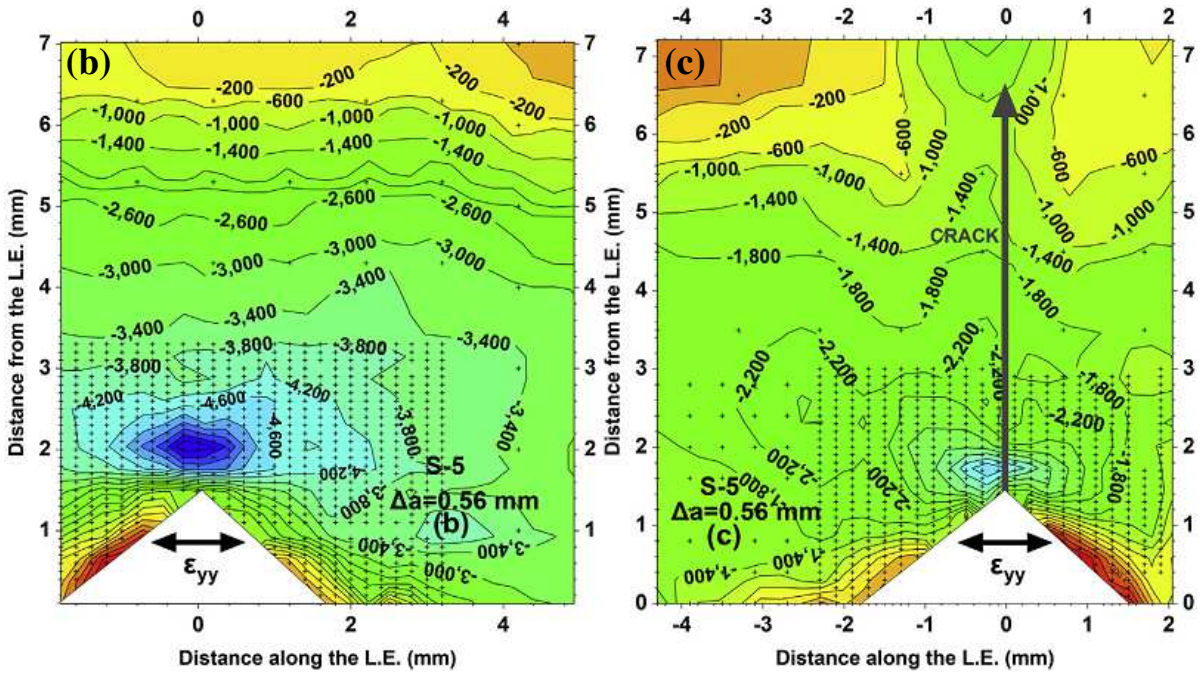


Figure 20 – (a) Distribution des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale et cartographie des déformations résiduelles par diffraction des rayons X synchrotron en présence d'une fissure de 0,5 mm (b) et 5,3 mm (c) (Zabeen et al., 2015)

3.3. Modélisation de la propagation de fissures à partir d'une anomalie

3.3.1. Généralités sur la prise en compte des contraintes résiduelles

Les paragraphes précédents nous indiquent que l'introduction d'une anomalie de surface, qu'elle soit de type rayure ou de type choc, engendre l'apparition d'un champ mécanique initial hétérogène : concentration de contraintes, contraintes résiduelles et modification locale de la microstructure. Nous avons vu également l'importance et les effets de ce champ sur les différentes phases de la propagation d'une fissure de fatigue. Par conséquent, il est nécessaire de tenir compte de ces paramètres dans une modélisation de la propagation de fissures.

Lorsqu'une pièce est soumise à un champ de contraintes résiduelles, celui-ci se superpose au champ de contraintes de service. La contrainte réelle à laquelle est soumise la pièce est alors modifiée. Si les contraintes résiduelles de traction s'ajoutent aux contraintes de service, la pièce se trouve localement surchargée et ces contraintes ont alors un effet néfaste sur la structure. Mais à l'opposé, si des contraintes résiduelles de compression viennent se superposer aux sollicitations de service, la pièce se trouve localement déchargée et ces contraintes ont alors un effet bénéfique en réduisant la charge à supporter par la structure. C'est sur ce principe de superposition que de nombreux auteurs se basent afin de modéliser la propagation de fissures dans un champ de contraintes résiduelles.

La théorie de superposition consiste à déterminer le facteur d'intensité des contraintes K, en considérant les contraintes résiduelles comme un chargement à part entière. Par conséquent, l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ne se trouve pas affectée mais seul le rapport de charge évolue. Toutefois, ce principe de superposition ne reste valable que

si le chargement reste élastique ou si les variations de déformation plastique sont négligeables.

$$K_{tot} = K_{chargement} + K_{rés} \quad (1)$$

$$\Delta K = K_{chargement,\max} - K_{chargement,\min} \quad (2)$$

$$R^* = \frac{K_{chargement,\min} + K_{rés}}{K_{chargement,\max} + K_{rés}} \quad (3)$$

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R^*) \quad (4)$$

Dans ce type d'approche, la prise en compte des contraintes résiduelles revient à la prise en compte des effets de contrainte moyenne ou de rapport de charge *R*. Or, pour l'effet du rapport de charge, les travaux d'**Elber, 1971**, concernant les mécanismes de fermeture, font office de références. Ces phénomènes remontent à la constatation de différences de vitesses de propagation pour différents rapports de charge *R* appliqués. Elber a pu constater expérimentalement que cette différence était due à la remise en contact qui pouvait avoir lieu entre les deux lèvres de la fissure, sous un cycle de chargement. Il a de plus démontré que seule la partie effective du chargement, c'est-à-dire celle durant laquelle la fissure est totalement ouverte, était à prendre en compte dans le calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. Nous considérons en effet que lorsque la fissure est même partiellement fermée, celle-ci ne peut se propager. Ainsi, la vitesse de propagation n'est plus dépendante de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes mais d'une amplitude effective, ΔK_{eff}. Ces effets peuvent être attribués à la fermeture induite par plasticité, provoquée par des déformations plastiques résiduelles dans le sillage d'une fissure ayant tendance à la refermer, par la rugosité des lèvres de la fissure ou bien encore par l'oxydation. La fermeture est un phénomène d'autant plus important qu'il peut être accentué par la présence de contraintes résiduelles de compression.

La théorie de superposition est une méthode simple de mise en œuvre et régulièrement utilisée dans la littérature. Cependant, elle ne considère que l'état initial de contraintes résiduelles, dans une structure non fissurée, sans prise en compte des effets de relaxation ou de redistribution au cours du chargement. Toutefois, à l'aide d'une loi de relaxation, rien n'empêcherait une mise à jour du champ de contraintes résiduelles au cours de la propagation.

3.3.2. Relaxation et redistribution des contraintes résiduelles

Comme nous l'avons déjà évoqué, les contraintes résiduelles ne sont pas constantes au cours du temps mais évoluent lors d'un chargement thermomécanique en fatigue. En effet, pour des amplitudes suffisantes, une diminution des contraintes résiduelles est très souvent observée dans les premiers cycles de chargement, l'évolution étant moins marquée par la suite. Toutefois, ce phénomène n'est pas à généraliser et dépend fortement des contraintes appliquées, du rapport de charge et de la nature du matériau. Ainsi, lors de la mise en compression du matériau, la disposition des dislocations se voit modifiée et conduit alors à une diminution progressive de la contrainte moyenne. Au bout de quelques cycles, le comportement du matériau est adapté et parfaitement élastique mais de la micro-plasticité

locale peut être activée : c'est ce qu'on appelle l'adaptation élastique (**Cao et al., 1994**; **Foss et al., 2013**). Au cours de la sollicitation cyclique, un réarrangement des dislocations continue d'avoir lieu ce qui se traduit à l'échelle macroscopique par une évolution lente et régulière de la contrainte et donc par de la relaxation. En ce qui concerne les effets thermiques, ces derniers seront activés plus tard et seront notamment dus à des effets de diffusion et/ou de mouvement de dislocations. Ainsi, un chargement cyclique avec temps de maintien sous une température élevée aura pour conséquence un relâchement des contraintes résiduelles plus rapide.

Afin de pouvoir modéliser la relaxation induite par un chargement cyclique, il est donc nécessaire de connaître la réponse contrainte-déformation du matériau. Plusieurs modèles empiriques existent dans la littérature permettant de décrire l'évolution du comportement élasto-plastique d'un matériau sous un chargement cyclique. Nous pouvons citer par exemple le modèle d'*Armstrong-Frederick* qui permet de décrire l'écrouissage cinématique non linéaire du matériau (**Armstrong et Frederick, 1966**). Cette loi est à l'origine de plusieurs études permettant d'améliorer cette description. *Chaboche* a notamment étudié la possibilité de superposer deux écrouissages cinématiques linéaire et non linéaire (**Chaboche et al., 1989**), et la possibilité d'introduire une contrainte seuil d'activation de l'un ou de l'autre (**Chaboche, 1991**). La loi d'écrouissage cinématique non linéaire, X, permet de reproduire qualitativement les effets de déformation progressive lorsque le chargement est en contrainte moyenne non nulle, et de relaxation de la contrainte moyenne lorsque la déformation moyenne imposée est non nulle.

$$\dot{X}_{ij} = C\dot{\varepsilon}_{ij}{}^{p} - \gamma X_{ij}\dot{p} \qquad (5)$$

Où X_{ij} est le tenseur d'écrouissage cinématique, ε_{ij}^{p} le tenseur de déformation plastique et p la déformation plastique cumulée. C et γ étant les paramètres du modèle à identifier.

Outre la relaxation, il est également nécessaire d'évaluer la redistribution des contraintes en pointe de fissure, lorsque celle-ci traverse un champ de contraintes résiduelles. Bien que différents auteurs aient pu montrer mathématiquement et numériquement que la redistribution n'était pas un paramètre à prendre en compte si le matériau était linéaire élastique (**Heaton, 1976** par exemple), **Zabeen et al., 2015** ont observé expérimentalement que le champ de contraintes résiduelles était significativement perturbé par la présence d'une fissure.

LaRue et Daniewicz, 2007 vont utiliser le principe de superposition afin de modéliser la propagation de fissures dans une éprouvette entaillée. A l'aide d'un modèle éléments finis élasto-plastique, les auteurs vont pouvoir prendre en compte les phénomènes de fermeture de fissure, de relaxation mécanique des contraintes résiduelles et de la redistribution des contraintes en pointe de fissure. A l'aide de lois de propagation expérimentales et du facteur d'intensité des contraintes effectif, les auteurs sont en mesure d'évaluer l'évolution de la profondeur de fissure ainsi que la durée de vie. La **Figure 21** présente un exemple de résultat de cette prédiction. Celui-ci démontre l'intérêt d'un calcul élasto-plastique dans le but de bien définir l'évolution du champ mécanique sous l'entaille. En effet, nous pouvons observer

qu'une superposition élastique ne permet pas de retrouver les résultats expérimentaux. La durée de vie calculée est alors surestimée par le modèle d'un facteur environ égal à 3. Toutefois, cette approche semble dépendante de la loi utilisée entre la vitesse de propagation et l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. En effet, les deux modèles numériques utilisant deux lois de propagation différentes donnent des résultats sensiblement différents. Ceci montre l'importance d'utiliser des lois précises et fiables.

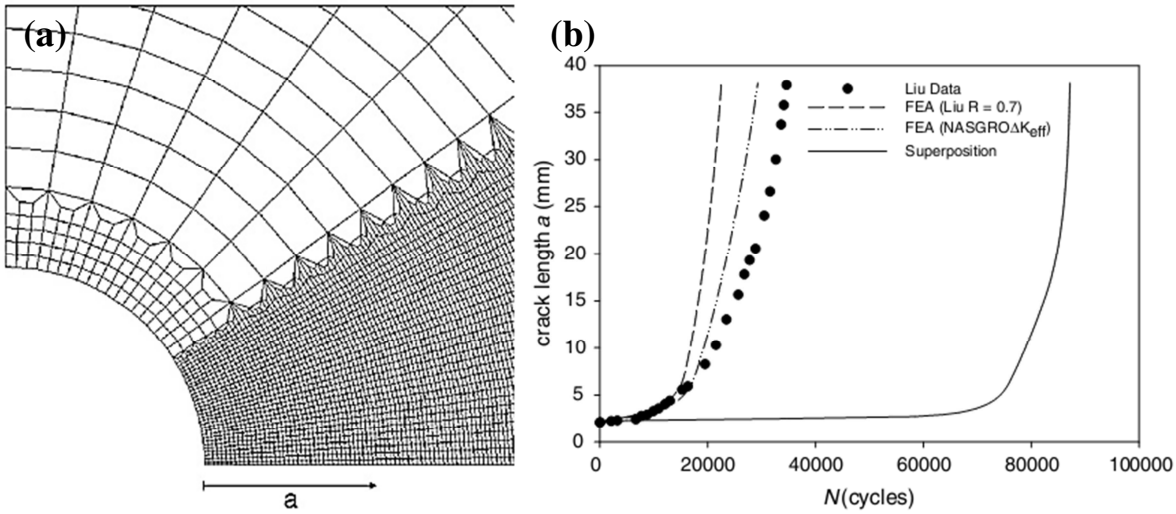


Figure 21 – (a) Modèle éléments finis employé et (b) résultats de la prédiction d'avancée de fissure en fonction du nombre de cycles (LaRue et Daniewicz, 2007)

3.3.3. Modélisation analytique et numérique de la propagation de fissures dans un champ mécanique initial hétérogène

La prise en compte des contraintes résiduelles dans une modélisation de type analytique a été largement étudiée dans la littérature. Cependant, peu de ces études prennent en compte l'effet géométrique de la présence d'une anomalie de surface, quand il y en a une. C'est sur ce constat que **Ding et al., 2007** ont proposé de modéliser la propagation d'une fissure de fatigue à partir d'une anomalie de surface à l'aide de l'expression détaillée ci-après.

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K_{\text{mod}}\right)^n \left(K_{\text{mod,max}}\right)^p \left(1 - \Delta K_{\text{mod,th}} / \Delta K_{\text{mod}}\right)^{0.25} \quad (6)$$

$$K_{\text{mod, max}} = F k_\sigma \left(\sigma_{app,\max} + \sigma_x\right)\sqrt{\pi(a + a_0)/Q} \quad (7)$$

$$\Delta K_{\text{mod}} = F k_\sigma \Delta\sigma_{\text{app}} \sqrt{\pi(a + a_0)/Q} \quad (8)$$

Où C, n et p sont les paramètres du modèles, ΔK_{mod} le facteur d'intensité de contrainte ne dépendant que du chargement, $K_{mod,max}$ le facteur d'intensité de contrainte maximal dépendant de la charge appliquée et des contraintes résiduelles, $\Delta K_{mod,th}$ l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil des fissures courtes, F et Q des fonctions de formes, k_σ le coefficient de concentration de contraintes, σ_{app} la charge appliquée, σ_x les contraintes résiduelles dans la direction x, a la longueur de fissure et a_0 une constante du matériau déterminée par l'approche décrite par **Haddad et al., 1979**. Cette modélisation quasi-analytique permet de prendre en compte les effets de géométrie et montre qu'il existe bien une compétition entre la concentration de contraintes et le champ de contraintes résiduelles,

comme l'illustre la **Figure 22**. Cependant, elle ne permet pas de prendre en compte les possibles effets de relaxation ou de redistribution. C'est pourquoi de plus en plus d'approches numériques complètes sont développées.

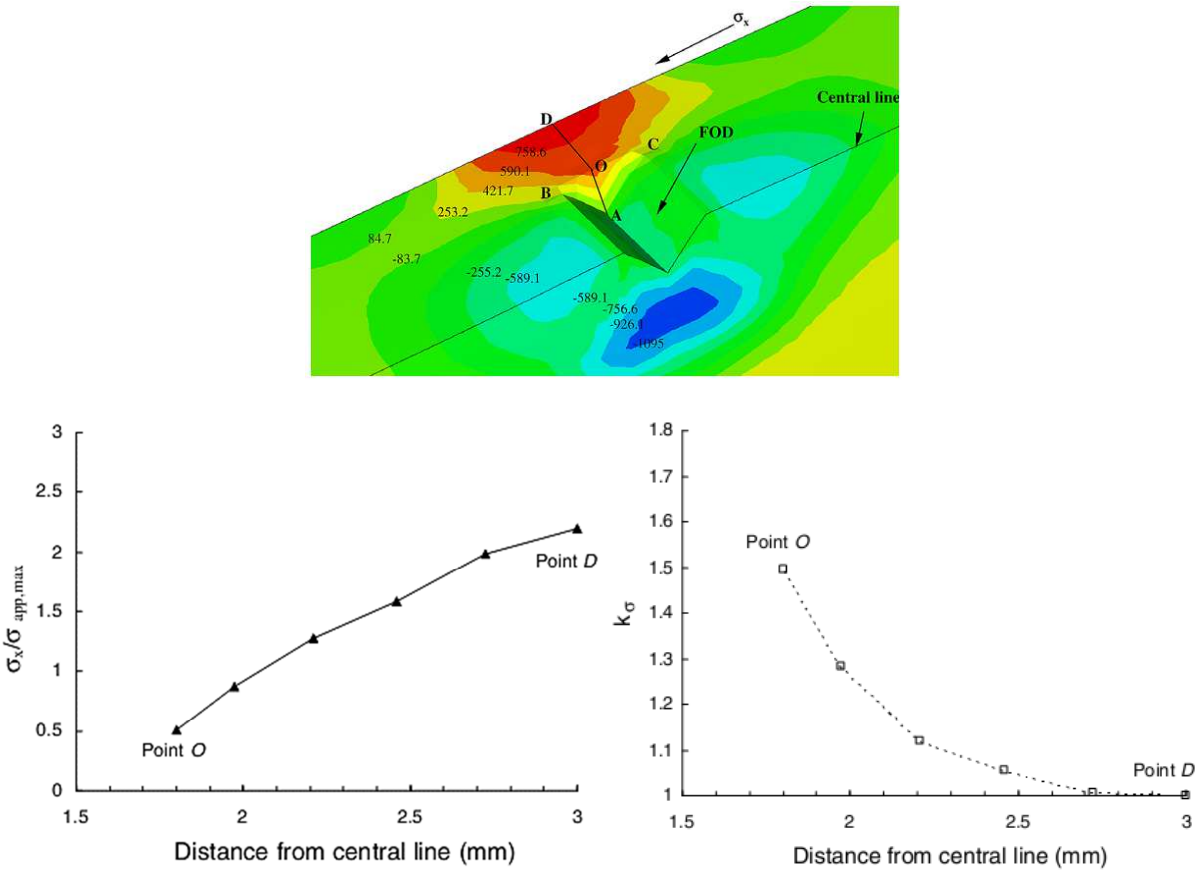


Figure 22 – Champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie de surface (Ti64) et évolution du coefficient de concentration de contraintes k_σ et du rapport $\sigma_x/\sigma_{app,max}$ (Ding et al., 2007)

Ainsi, **Lin et al., 2014** vont modéliser la propagation d'une fissure à partir d'un choc dynamique dans un alliage de titane Ti64, précontraint par choc laser (LSP). Les auteurs vont dans un premier temps simuler l'impact d'un cube en acier d'arrête 3 mm, sur une éprouvette représentant le bord d'attaque d'une voilure. Dans le but de valider ce modèle numérique, présenté en **Figure 23**, une comparaison a été faite avec des mesures expérimentales pour les mêmes conditions d'impact par **Zabeen et al., 2013** (**Lin et al., 2015**). Il est observé, en **Figure 24**, une très bonne corrélation entre les mesures expérimentales par diffraction des rayons X synchrotron et les simulations numériques 3D par éléments finis. Les auteurs expliquent que de tels résultats ne sont possibles que si la loi matériau utilisée est fiable et permet une bonne description du comportement mécanique. Le choix de cette loi constitue la principale difficulté de la modélisation par éléments finis. Ainsi, pour des vitesses d'impact relativement faibles des lois d'écrouissage élasto-plastique classiques pourront être utilisées tandis que pour des vitesses d'impacts plus importantes des lois dynamiques de type *Johnson-Cook* ou d'endommagement de type *Bammann* sont recommandées.

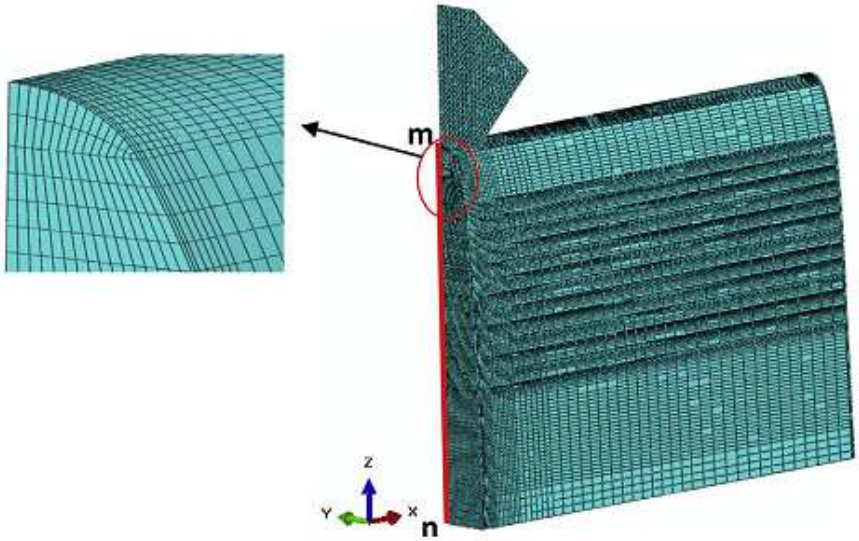


Figure 23 – Modèle éléments finis 3D utilisé pour simuler l'impact d'un choc dynamique (Lin et al., 2014)

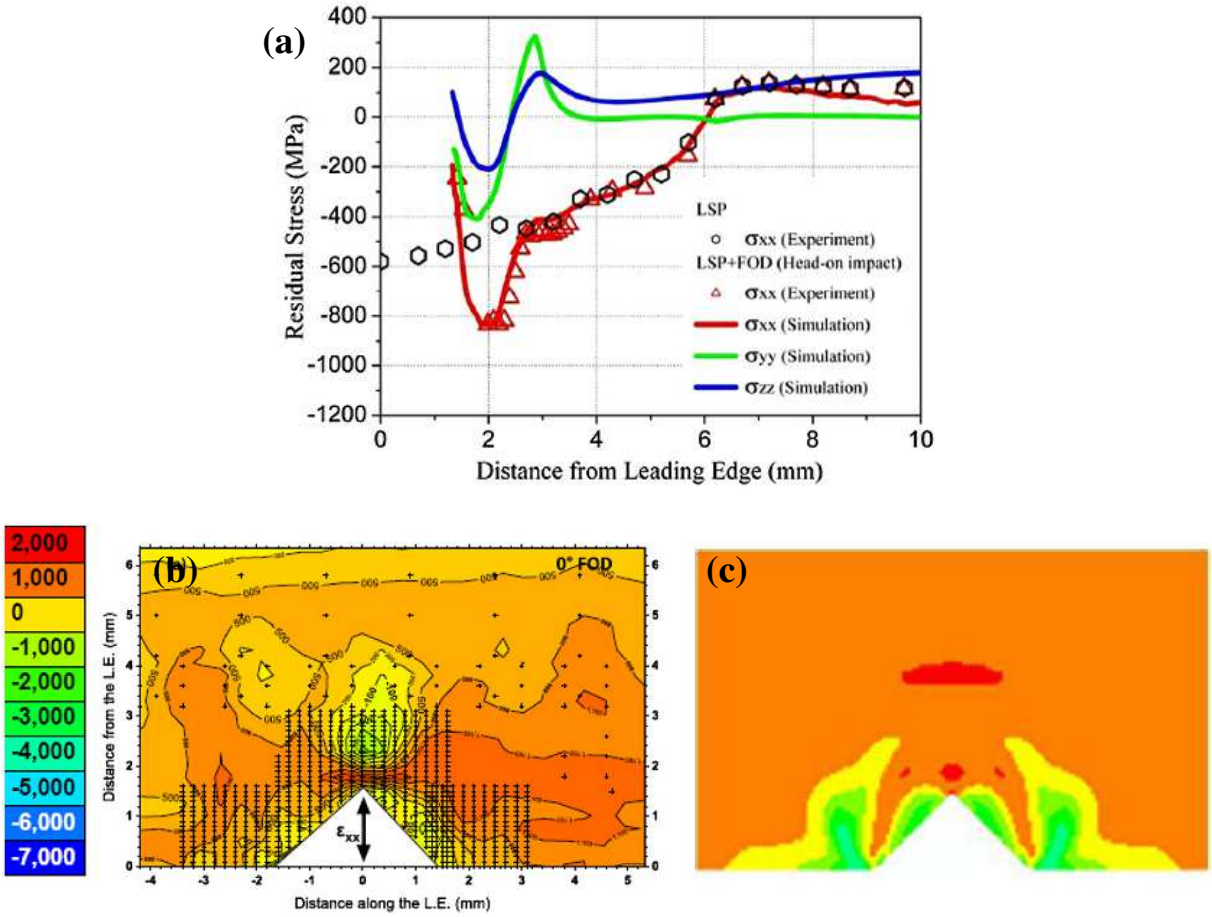


Figure 24 – (a) Profil des contraintes résiduelles après impact et (b) cartographie des déformations résiduelles (x 10^{-6}) normales au bord d'attaque par diffraction des rayons X synchrotron et (c) simulation numérique par éléments finis (Lin et al., 2015)

Une fois l'impact réalisé, le modèle déformé est remaillé dans la zone de propagation à une taille d'éléments de 20 µm. Une surface rigide est également attachée au modèle, le long de l'axe de symétrie, afin d'empêcher l'interpénétration des nœuds due aux phénomènes de fermeture de fissure sous des contraintes résiduelles de compression (**Figure 25-a**). Enfin, la propagation de la fissure est pilotée par une *subroutine*, permettant la propagation de celle-ci par libération successive des nœuds sous des conditions de chargement LCF, HCF et LCF+HCF. L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes nominal ΔK, effectif ΔK_{eff}, et prenant en compte les contraintes résiduelles seules ΔK_r sont finalement calculés, en tous points du front de fissure, à l'aide de l'approche en intégrale *J*. Bien que cette stratégie permette à la fois de tenir compte du champ de contraintes résiduelles initial, de sa relaxation mécanique, de la redistribution du champ en pointe de fissure et des effets de fermeture, elle reste néanmoins complexe de mise en œuvre.

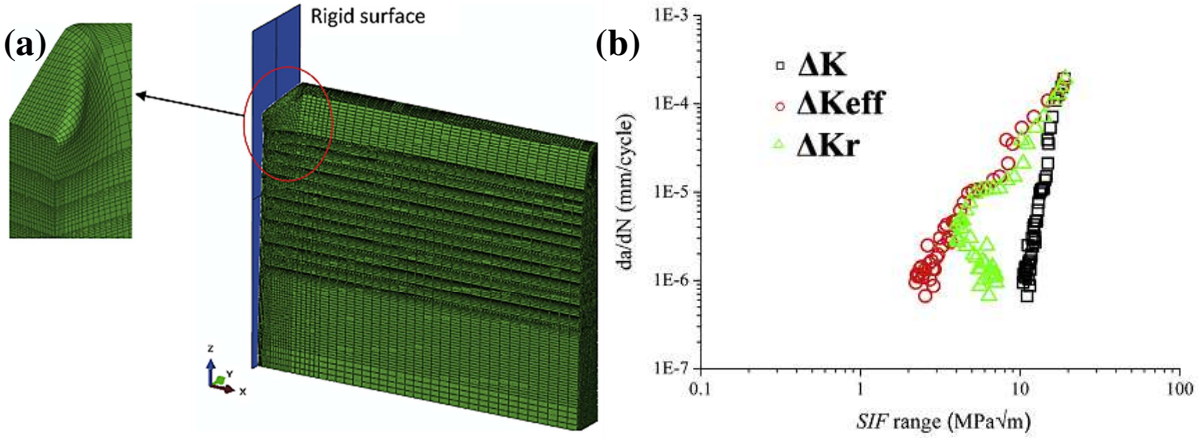


Figure 25 – (a) Modèle éléments finis 3D utilisé pour la simulation de la propagation d'une fissure et (b) exemple de courbe de propagation obtenu pour des conditions de sollicitations LCF (Lin et al., 2014)

4. Objectifs de l'étude

Snecma, comme tout motoriste aéronautique, doit montrer que la présence d'anomalies ne mène pas à la rupture des pièces critiques comme les disques de turbine, et ce sur toute la durée de vie du moteur. Cette étude est par conséquent consacrée aux anomalies de surface de type maintenance qui sont très peu étudiées dans la littérature. Une analyse sur flotte a permis de dégager deux types d'anomalies de maintenance récurrentes : les rayures et les chocs. L'objectif de cette étude est d'étudier et de modéliser la propagation d'une fissure à partir de ces anomalies de surface dans le superalliage à base nickel René 65, prochainement utilisé dans les disques de turbine basse pression du moteur LEAP.

Actuellement, une approche considérant l'anomalie de surface comme une fissure déjà amorcée est employée afin de calculer la durée de vie de ces rayures et de ces chocs. Cette approche dite en fissure longue semble peu adaptée et mène à des résultats très conservatifs. De plus, l'analyse de la littérature souligne l'importance de l'état complexe résultant de l'introduction d'une anomalie : contraintes résiduelles, concentration de contraintes, modification de la microstructure, …, autant d'effets que la modélisation actuelle ignore.

Ce constat a été confirmé par des études précédentes réalisées par Snecma et notamment par les travaux de thèse de **Doremus, 2014**. Il a ainsi montré que la vitesse de propagation ainsi que l'évolution de la forme du front de fissure sont directement dépendants de la présence de contraintes résiduelles de compression sous les anomalies, dans l'Inconel 718DA. Il convient donc de vérifier que le comportement peut être généralisé à d'autres alliages, en l'occurrence ici le René 65, dans le but de proposer une modélisation de la propagation de fissures à partir de ces anomalies tenant compte des variables les plus importantes déterminées dans l'étude expérimentale.

Avant toute chose, il convient d'étudier le comportement du matériau sain dans le but de faire des comparaisons pertinentes. Cependant, le René 65 étant encore peu maitrisé aujourd'hui, une comparaison avec des alliages de même type est nécessaire (Udimet 720Li, René 88DT). Les premiers essais de fatigue oligocylique seront analysés, lesquels nous permettront d'avoir une première idée du comportement de l'alliage. Nous nous intéresserons également aux anomalies de surface choisies pour cette étude. La géométrie de ces anomalies, représentatives de celles observées sur les pièces de la flotte moteur, a été choisie dans le but d'être dans une configuration la plus sévère possible. Les rayures et les chocs posséderont de plus un profil identique afin de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles. L'étude bibliographique montre que la majorité des auteurs s'intéressent essentiellement à l'influence de la géométrie des anomalies de surface. Ils quantifient ainsi l'influence de la profondeur, du rayon en fond d'entaille ou bien encore du profil géométrique. Cependant, peu d'entre eux s'intéressent à l'influence du mode de fabrication sur la tenue en fatigue pour une géométrie donnée. Quel est le rôle des contraintes résiduelles, enfin du procédé de fabrication (rayure, choc) sur la propagation de fissures ? Quel est le rôle de la morphologie de l'anomalie sur la morphologie du front de fissure ? Ainsi, nos rayures et nos chocs de profil identique nous permettront de quantifier ces effets et de répondre à ces questions.

De plus, quelle est l'importance relative de la part d'amorçage et de la part de propagation dans le domaine de durée de vie testé (environ 20 000 cycles) ? En effet, l'étude bibliographique souligne l'importance d'évaluer la part d'amorçage, de micro-propagation et de propagation des fissures s'amorçant à partir des anomalies de surface. Une stratégie expérimentale a donc été mise en place et permettra d'évaluer ces paramètres quantitativement, avec une grande précision. Des essais de fissuration seront conduits, et une analyse paramétrique quant à l'influence du type d'anomalie, de leur profondeur, de la contrainte appliquée et de la température sera effectuée qui permettront de répondre aux questions que nous nous sommes posées. Le comportement des rayures et des chocs dans les différents stades de la propagation d'une fissure sera caractérisé à l'aide de la méthode du suivi électrique et d'une analyse fractographique. Plusieurs questions sont restées sans réponses suite aux travaux de **Doremus, 2014**. En effet, comme nous l'avons vu, *Doremus* a constaté que les fissures s'amorçant au fond des anomalies de type choc avaient une forme particulière (propagation plus rapide en coin qu'à cœur). S'il a pu expliquer l'apparition de ce phénomène par la présence de contraintes résiduelles, les mesures électriques effectuées ne lui ont pas permis de savoir si l'amorçage avait eu lieu dans les coins du choc ou au fond de ce

dernier, ni d'avoir accès à la morphologie du front de fissure en temps réel. C'est pourquoi nous développerons un outil spécifique de suivi électrique afin de mesurer la différence de potentiel sur toute la longueur de l'anomalie. Ceci nous permettra de détecter l'amorçage en coin ou au fond de l'anomalie et par conséquent d'avoir accès à la morphologie du front de fissure au cours de l'essai de fatigue. Des essais spécifiques seront également conduits afin de bien mettre en évidence l'influence du champ mécanique initial non homogène créé par l'anomalie de surface sur le comportement en propagation d'une fissure.

Finalement, est-il possible de développer une chaîne de calcul « réaliste » qui permettra de sélectionner ensuite les paramètres à mesurer lors des contrôles non destructifs ? Afin de répondre à cette question, ce travail aboutira à la proposition d'une stratégie de modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface sur éprouvette, dans un but de compréhension des mécanismes. Ce modèle sera divisé en trois grandes étapes. La première consistera à modéliser l'introduction d'un choc dans le matériau. Nous vérifierons la pertinence de ce modèle numérique, en termes de convergence au sens du maillage et de l'influence du coefficient de frottement. Deux géométries de choc seront également étudiées, nous permettant d'évaluer la robustesse du modèle éléments finis mais également de comprendre les différents mécanismes mis en jeu. La relaxation de ce champ de contraintes résiduelles sera évaluée par l'application directe d'une sollicitation mécanique cyclique, durant le nombre de cycles à l'amorçage constaté expérimentalement, et ce pour chaque condition de sollicitation. Enfin, après post-traitement du champ mécanique résultant, ce dernier sera appliqué dans un modèle numérique de propagation de fissure, qui permettra notamment d'évaluer l'évolution de la forme du front de fissure au cours du cyclage. En effet, nous avons mis en évidence dans l'étude bibliographique un manque sur ce dernier point, puisque les auteurs évaluent généralement la vitesse de propagation au sommet du front de fissure sans pour autant regarder l'influence des contraintes résiduelles sur la forme du front de fissure. Ainsi, le modèle numérique développé devrait par conséquent nous permettre de répondre à cette question. Toutefois, sans aucune comparaison avec des données expérimentales du champ de contraintes résiduelles autour de l'anomalie, cette stratégie de modélisation ne sera que purement qualitative. En outre, nous nous cantonnerons à une application simple sur éprouvette.

Bibliographie

Armstrong, P.J., Frederick, C.O., 1966. A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. Central Electricity Generating Board [and] Berkeley Nuclear Laboratories, Research & Development Department.

Benachour, M., Benguediab, M., Hadjoui, A., 2009. Residual Stress Effect on Fatigue Crack Growth of SENT Specimen. In: Damage and Fracture Mechanics. Springer, pp. 367–373.

Boyce, B.L., Chen, X., Hutchinson, J.W., Ritchie, R.O., 2001. The residual stress state due to a spherical hard-body impact. Mech. Mater. 33, 441–454.

Boyce, B.L., Chen, X., Peters, J.O., Hutchinson, J.W., Ritchie, R.O., 2003. Mechanical relaxation of localized residual stresses associated with foreign object damage. Mater. Sci. Eng. A 349, 48–58.

Cao, W., Khadhraoui, M., Brenier, B., Guedou, J.-Y., Castex, L., 1994. Thermomechanical relaxation of residual stress in shot peened nickel base superalloy. Mater. Sci. Technol. 10, 947–954.

Chaboche, J.-L., 1991. On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects. Int. J. Plast. 7, 661–678.

Chaboche, J.L., Nouilhas, D., Paulmier, P., Policella, H., 1989. Sur les problèmes posés par la description des effets de rochet en plasticité et viscoplasticité cycliques. Rech. Aérospatiale 63–79.

Chen, X., Hutchinson, J.W., 2001. Foreign object damage and fatigue crack threshold: cracking outside shallow indents. Int. J. Fract. 107, 31–51.

Chen, X., Hutchinson, J.W., 2002. Particle impact on metal substrates with application to foreign object damage to aircraft engines. J. Mech. Phys. Solids 50, 2669–2690.

Cini, A., Irving, P.E., 2010. Transformation of defects into fatigue cracks; the role of Kt and defect scale on fatigue life of non-pristine components. Fatigue 2010 2, 667–677.

Courtin, S., 2004. Propagation de fissures de fatigue dans une géométrie de gorge de vilebrequin en présence de contraintes résiduelles de galetage. Mémoire de thèse, 2004, ISAE-ENSMA.

Ding, J., Hall, R.F., Byrne, J., Tong, J., 2007. Fatigue crack growth from foreign object damage under combined low and high cycle loading. Part II: A two-parameter predictive approach. Int. J. Fatigue 29, 1350–1358.

Doremus, L., 2014. Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. Mémoire de thèse, 2014, ISAE-ENSMA.

Doremus, L., Cormier, J., Villechaise, P., Henaff, G., Nadot, Y., Pierret, S., 2015. Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy. Mater. Sci. Eng. A 644, 234–246.

Duó, P., Liu, J., Dini, D., Golshan, M., Korsunsky, A.M., 2007. Evaluation and analysis of residual stresses due to foreign object damage. Mech. Mater. 39, 199–211.

Elber, W., 1971. The significance of fatigue crack closure. ASTM STP 486, 230–243.

Foss, B.J., Gray, S., Hardy, M.C., Stekovic, S., McPhail, D.S., Shollock, B.A., 2013. Analysis of shot-peening and residual stress relaxation in the nickel-based superalloy RR1000. Acta Mater. 61, 2548–2559.

Frankel, P.G., Withers, P.J., Preuss, M., Wang, H.-T., Tong, J., Rugg, D., 2012. Residual stress fields after FOD impact on flat and aerofoil-shaped leading edges. Mech. Mater. 55, 130–145.

Haddad, M.H. El, Topper, T.H., Smith, K.N., 1979. Prediction of non propagating cracks. Eng. Fract. Mech. 11, 573–584.

Heaton, M.D., 1976. On the calculation of stress intensity factors due to thermal and residual stress fields. CEGB Res. Rep. NWSSDRR158.

John, R., Larsen, J.M., Buchanan, D.J., Ashbaugh, N.E., 2003. Incorporating residual stresses in life prediction of turbine engine disks. Defense Technical Information Center.

Khan, M.K., Fitzpatrick, M.E., Hainsworth, S.V., Evans, A.D., Edwards, L., 2011. Application of synchrotron X-ray diffraction and nanoindentation for the determination of residual stress fields around scratches. Acta Mater. 59, 7508–7520.

LaRue, J.E., Daniewicz, S.R., 2007. Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth. Int. J. Fatigue 29, 508–515.

Lin, B., Lupton, C., Spanrad, S., Schofield, J., Tong, J., 2014. Fatigue crack growth in laser-shock-peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens due to foreign object damage. Int. J. Fatigue 59, 23–33.

Lin, B., Zabeen, S., Tong, J., Preuss, M., Withers, P.J., 2015. Residual stresses due to foreign object damage in laser-shock peened aerofoils: Simulation and measurement. Mech. Mater. 82, 78–90.

Nicholas, T., 2006. High cycle fatigue: a mechanics of materials perspective. Elsevier.

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. Metall. Mater. Trans. A 31, 1571–1583.

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.

Sécurité Aérienne, 2007. Pannes moteur non contenues | Securite Aerienne [WWW Document]. URL http://www.securiteaerienne.com/pannes-moteur-non-contenues-partie-1/

Spanrad, S., Tong, J., 2011. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens. Mater. Sci. Eng. A 528, 2128–2136.

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. Mater. Sci. Eng. A 560, 518–527.

Zabeen, S., Preuss, M., Withers, P.J., 2015. Evolution of a laser shock peened residual stress field locally with foreign object damage and subsequent fatigue crack growth. Acta Mater. 83, 216–226.

Zhao, Y.X., Irving, P.E., Cini, A., 2009. Hardness environments around fatigued scratches in clad and unclad 2024 T351 aluminium alloy. Mater. Sci. Eng. A 500, 16–24.

Chapitre A :
Matériau et anomalies de surface

Chapitre A
Matériau et anomalies de surface

A.1. PROPRIETES MICROSTRUCTURALES ET MECANIQUES DU MATERIAU 50

A.1.1. PROPRIETES MICROSTRUCTURALES DU SUPERALLIAGE RENE 65 50

A.1.1.1. Composition chimique et microstructure 50

A.1.1.2. Mise en œuvre de l'alliage René 65 53

A.1.2. PROPRIETES EN FATIGUE DES ALLIAGES γ/γ' DONT LE RENE 65 54

A.1.2.1. Amorçage et propagation de fissures dans les superalliages à base nickel Udimet 720Li et René 88DT 54

A.1.2.2. Comportement mécanique en fatigue oligocyclique de l'alliage René 65 57

A.2. ANOMALIES DE SURFACE 60

A.2.1. PRESENTATION DES ANOMALIES DE SURFACE ETUDIEES 60

A.2.1.1. Anomalies représentatives de la flotte 60

A.2.1.2. Anomalies à géométrie régulière 61

A.2.2. METHODES D'INTRODUCTION ET CARACTERISATION DIMENSIONNELLE DES ANOMALIES DE SURFACE 62

A.2.2.1. Anomalies de type rayure 62

A.2.2.2. Anomalies de type choc 64

A.2.2.3. Anomalies à géométrie régulière 66

A.2.2.4. Caractérisation dimensionnelle 68

A.2.3. IMPACT DE L'INTRODUCTION DES ANOMALIES DE SURFACE 71

A.2.3.1. Méthodes expérimentales employées 71

A.2.3.2. Impact des anomalies de type rayure 73

A.2.3.3. Impact des anomalies de type choc 76

BIBLIOGRAPHIE 82

Matériau et anomalies de surface

Dans ce chapitre, nous présenterons le matériau ainsi que les différentes anomalies de surface étudiées. Les propriétés microstructurales du superalliage René 65 seront également présentées. Etant donné le manque d'informations sur ce nouveau matériau, nous évoquerons quelques-unes des propriétés en fatigue des alliages proches du René 65 : Udimet 720Li et René 88DT. Enfin, nous terminerons par la description des anomalies de surface étudiées, leur méthode de fabrication ainsi que l'impact de cette introduction sur la microstructure et l'écrouissage du matériau au voisinage de ces dernières.

A.1. Propriétés microstructurales et mécaniques du matériau

A.1.1. Propriétés microstructurales du superalliage René 65

A.1.1.1. Composition chimique et microstructure

Le superalliage polycristallin à base nickel René 65 est un alliage développé en 2005 par General Electric et Allvac. Il est basé sur des résultats acquis sur d'autres alliages similaires tels que l'Udimet 720Li et le René 88DT. Comme ces derniers, le René 65 est un superalliage à durcissement par précipitation, composé essentiellement de deux phases :

- La matrice austénitique γ : solution solide de structure CFC et désordonnée.
- La phase durcissante γ' : constituée de composés intermétalliques de type $Ni_3(Al,Ti)$ de structure CFC présentant un ordre à longue distance (LI_2). Ces précipités durcissants sont cohérents avec la matrice.

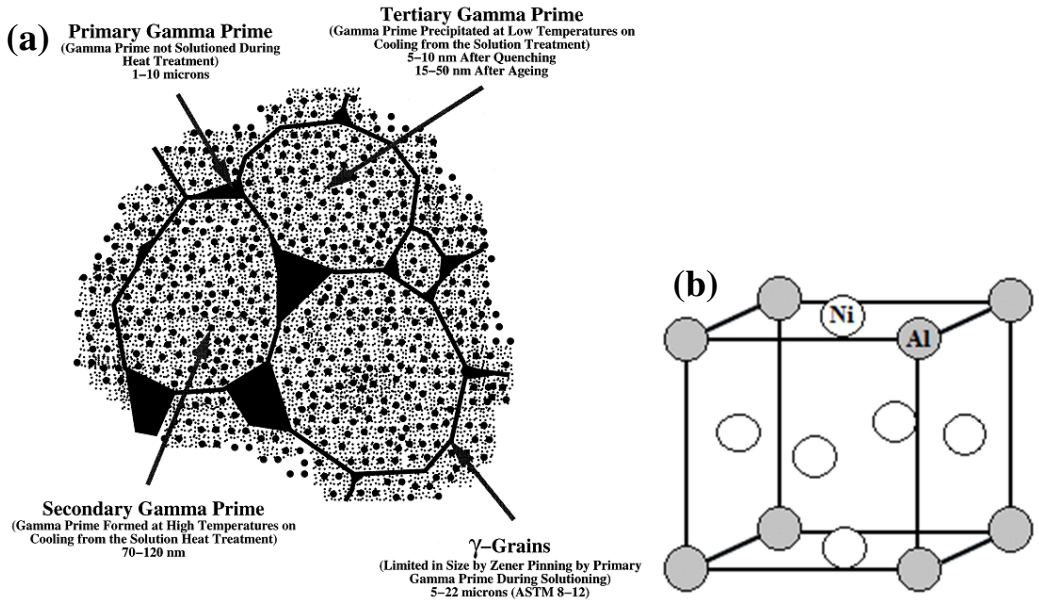


Figure A-1 – (a) Schéma de la microstructure biphasée d'un superalliage à base nickel γ/γ' et (b) structure cristallographique de la phase γ' (Jackson et Reed, 1999)

Dans cet alliage, la fraction en phase durcissante avoisine les 40%, contre 43% à 45% pour l'Udimet 720Li ou bien encore 50% à 55% pour le superalliage à base nickel N18 obtenu par métallurgie des poudres. Cette fraction en précipités γ' plus faible est voulue car elle facilite la forgeabilité de l'alliage. Toutefois, une diminution de cette phase occasionne également une chute de la résistance mécanique du matériau. Cette perte due à la diminution des précipités γ' est néanmoins compensée par l'ajout d'éléments réfractaires, tels que le tungstène, le chrome, le molybdène et le cobalt.

Le chrome, élément essentiel dans les superalliages, permet le renforcement de la matrice en favorisant la précipitation de particules γ'. Il joue également un rôle bénéfique sur la résistance à l'oxydation (**Pineau et Antolovich, 2009**). En effet, il se combine à l'oxygène formant ainsi une couche d'oxyde stable, conférant à l'alliage sa bonne tenue à haute température. Le cobalt, quant à lui, permet d'améliorer la résistance au fluage. L'ajout d'éléments lourds, comme le tungstène ou le molybdène, a pour objectif de renforcer la matrice austénitique γ en contribuant au durcissement de la solution solide et à la tenue au fluage. Enfin, quelques oligo-éléments sont également présents tel que le carbone permettant la formation de carbures assurant une certaine résistance aux joints de grains. La composition chimique du René 65 est donnée dans le **Tableau A-1**.

Ni	**Fe**	**Co**	**Cr**	**Mo**	**W**	**Al**	**Ti**	**Nb**
Base	1,0	13,0	16,0	4,0	4,0	2,15	3,75	0,7

Tableau A-1 – Composition chimique de l'alliage René 65 (% massique)

L'alliage René 65 possède une microstructure à grains fins. La **Figure A-2** présente la distribution de la taille de grains évaluée sur un échantillon prélevé dans le disque de turbine de notre étude. La taille de grains est évaluée à l'aide d'une cartographie d'orientation cristallographique réalisée par la technique EBSD, dans une zone saine du matériau non affectée par la présence d'anomalies de surface. Cette cartographie nous permet, par une analyse d'image, d'obtenir l'histogramme de la fraction surfacique en fonction de la taille de grains. Toutefois, cette distribution englobe à la fois les grains de la matrice γ mais également les précipités γ' primaires pouvant être de taille comparable pour les plus gros. En effet, la microstructure de référence présente des précipités γ' primaires de taille importante, entre 1 µm et 5 µm. Il est par conséquent difficile de donner une taille de grains rigoureuse pour laquelle sont exclus ces précipités. Nous pouvons néanmoins estimer que la taille de grains est comprise entre 5 µm et 10 µm. Les précipités γ' secondaires, germant en fin de refroidissement, sont de taille variable, entre 20 nm et 40 nm. La **Figure A-3** présente des micrographies de la microstructure de référence du René 65.

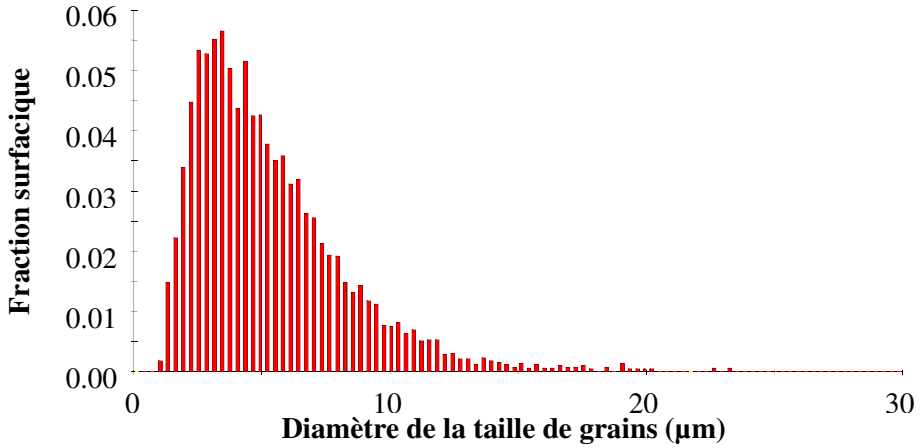


Figure A-2 – Distribution de la taille de grains dans le matériau de référence

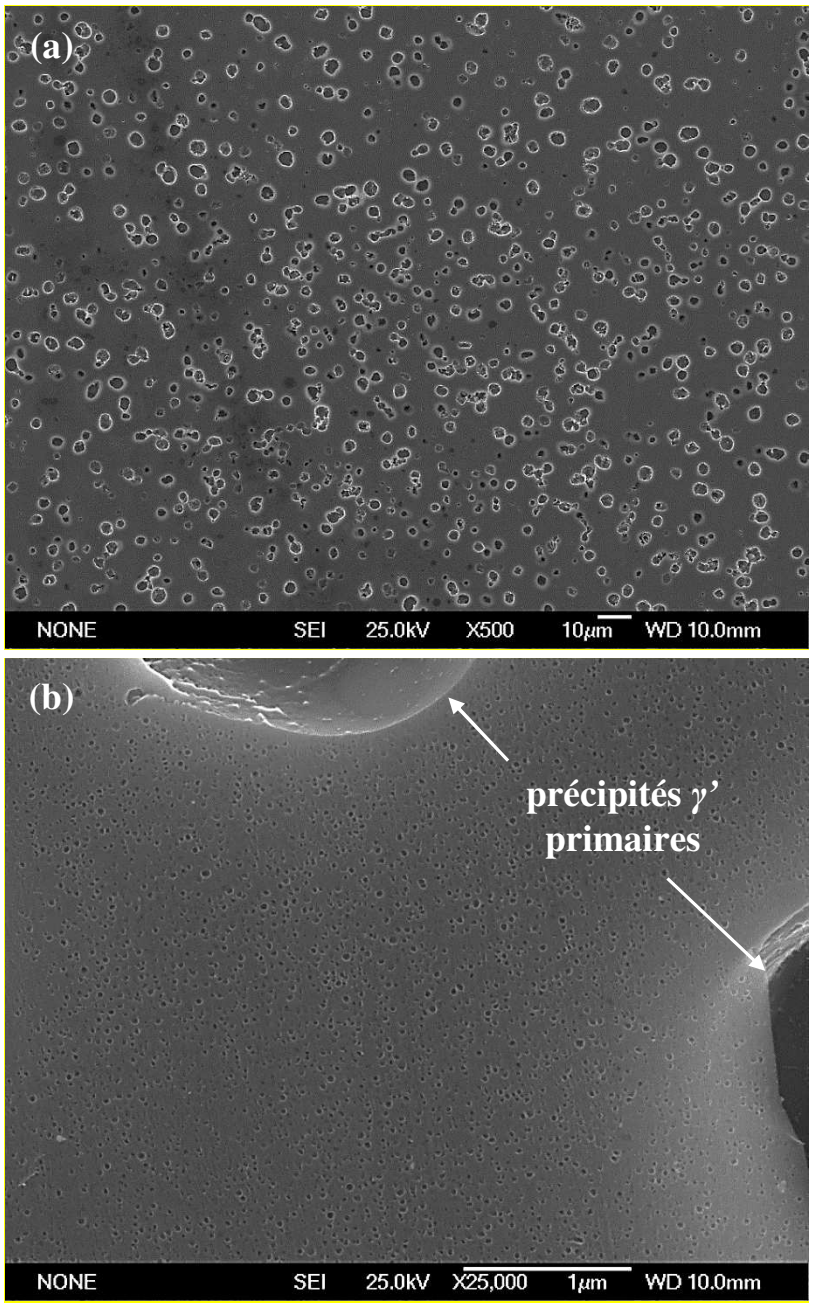


Figure A-3 – (a) Microstructure de référence de l'alliage René 65, précipités γ' primaires intergranulaires et (b) γ' secondaires intragranulaires

A.1.1.2. Mise en œuvre de l'alliage René 65

A l'instar de l'Udimet 720Li, cet alliage est obtenu par coulée d'un lingot suivi d'un forgeage. La coulée permet de régler la composition chimique du matériau par l'ajout d'éléments d'addition incorporés à l'alliage de base fondu sous vide par induction (VIM : *Vacuum Induction Melting*). Une fois le matériau solidifié, il est refondu sous laitier (ESR : *Electro Slag Remelting*), sous vide (VAR : *Vacuum Arc Remelting*), dans le but de purifier la coulée, affiner la microstructure et homogénéiser la composition chimique. Le lingot obtenu subit alors plusieurs opérations de forgeage à chaud et de traitements thermiques, présentées en **Figure A-4**.

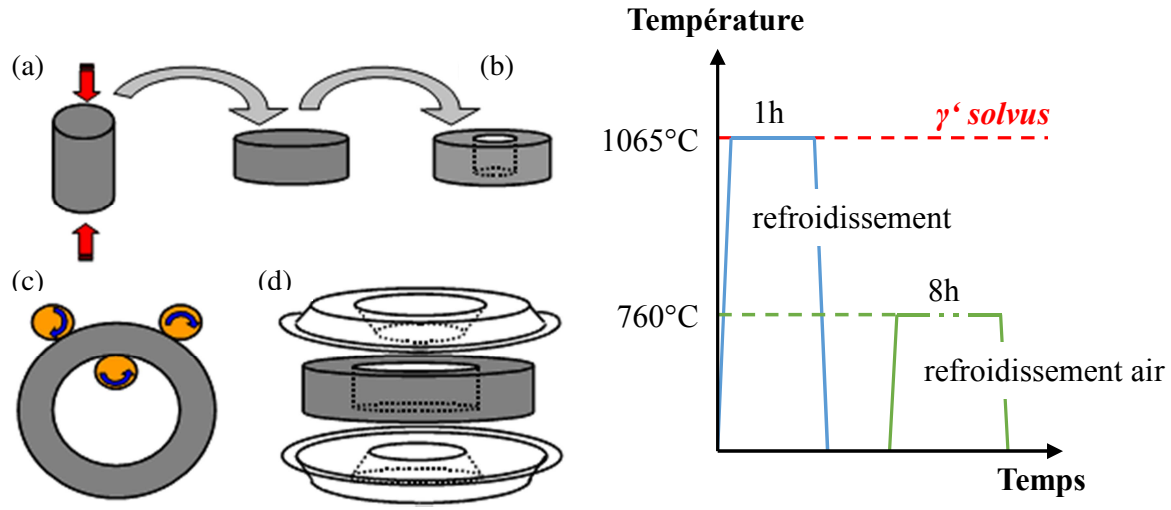


Figure A-4 – Etapes de forgeage : (a) écrasement de la billette initiale, (b) débouchage, (c) laminage circulaire et (d) matriçage (Alexandre, 2004) et traitements thermiques réalisés sur le René 65

Les traitements thermiques réalisés consistent en une mise en solution des précipités *γ'* à 1065°C pendant une heure, suivie d'un refroidissement rapide (entre 50°C et 110°C par minute). Enfin, le matériau subit un revenu à 760°C pendant 8 heures suivi d'une trempe à l'air. Cette série de traitements thermiques a pour objectif d'optimiser la microstructure du matériau dans le but d'obtenir les caractéristiques mécaniques souhaitées. Ainsi, la mise en solution partielle permet de bloquer la croissance de grains par la création d'une population de précipités *γ'* intergranulaires, dits *γ'* primaires. En ajustant la température de mise en solution, il est ainsi possible de contrôler la taille de grains. Le refroidissement à vitesse contrôlée permet d'ajuster la dimension d'une deuxième population de précipités *γ'*, appelés *γ'* secondaires de forme sphérique ou cubique germant à l'intérieur des grains. Leur morphologie est d'ailleurs très sensible à la vitesse de refroidissement. Enfin le revenu, effectué à plus basse température, permet la précipitation de carbures intergranulaires et d'une troisième population de précipités *γ'* très fins dits tertiaires.

La métallurgie et le comportement mécanique du René 65, en fonction de la température ou du type de chargement, sont encore mal connus dans la littérature. C'est pourquoi une étude des superalliages Udimet 720Li et René 88DT de la même famille permet d'avoir une première idée du comportement de ce nouvel alliage.

A.1.2. Propriétés en fatigue des alliages γ/γ' dont le René 65

A.1.2.1. Amorçage et propagation de fissures dans les superalliages à base nickel Udimet 720Li et René 88DT

La tenue en fatigue des superalliages à base nickel a essentiellement été étudiée selon deux approches différentes : le comportement en fatigue à déformation imposée et le comportement en fissuration à contrainte imposée. En déformation imposée, les différences de comportement, adoucissement ou durcissement cyclique, résultent des mécanismes de déformations à l'échelle des dislocations, à l'état de la microstructure et des précipités *γ'*, et à la température. Le comportement en fissuration, et notamment le mode de rupture, est quant à lui fonction à la fois des paramètres intrinsèques du matériau et des paramètres expérimentaux tels que la température, la fréquence de cyclage ou bien encore le rapport de charge. Ces paramètres ainsi que l'environnement dans lequel propagent les fissures sont les facteurs prépondérants contrôlant la vitesse de propagation de ces dernières.

Dans le cadre de cette thèse, ce sont des essais en force imposée qui seront réalisés, ce qui diffère de ce qui peut être trouvé majoritairement dans la littérature. Même si *a priori* la phase de propagation est majoritaire par rapport à la durée de vie totale, nous nous intéressons malgré tout également aux processus d'amorçage. L'un des intérêts de cette procédure est de pouvoir comparer les vitesses de propagation de fissures s'amorçant à partir d'anomalies de surface avec celles des fissures dites « longues », dans un domaine de durées de vie cibles aux alentours de 20 000 cycles. Un chargement en déformation imposée, à un niveau important, engendrerait une relaxation, qui pourrait alors donner lieu à des durées de vie plus importantes. C'est pourquoi les essais seront effectués en force imposée.

- **<u>Amorçage des fissures en fatigue :</u>**

On distingue deux types d'amorçage dans les superalliages Udimet 720Li et René 88DT : soit un amorçage intragranulaire dû à l'accumulation de déformation plastique (bandes de glissement), soit un amorçage sur des défauts microstructuraux (inclusions, carbures, nitrures).

Les différents traitements thermiques effectués sur ces deux alliages conduisent à une taille de grains fine. Cette taille de grains apparaît comme étant un facteur d'ordre un, influant sur les deux types d'amorçages (**Alexandre, 2004**). En effet, la taille des défauts microstructuraux est généralement du même ordre de grandeur voire plus grande que celle des grains. Par conséquent, plus la taille de grains est faible, plus la probabilité d'amorcer sur ces particules est grande. Evidemment, le type et le niveau de chargement jouent également un rôle prépondérant. Ainsi, lorsque ce dernier est important l'amorçage dû à l'activation des systèmes de glissement est favorisé (**Boyd-Lee, 1999**, **Findley et Saxena, 2006**).

A température ambiante, les deux types d'amorçages peuvent être observés. **Goto et Knowles, 1998** et **Pang et Reed, 2008**, montrent néanmoins que les hétérogénéités constituent des sites privilégiés d'amorçage de fissures de fatigue. En effet, ces particules ont tendance à se fracturer lors du chargement mécanique accélérant alors l'amorçage. Avec l'augmentation de la température, l'oxydation a un effet également indéniable sur l'amorçage

des fissures de fatigue. **Pang et Reed, 2007** montrent ainsi que sous l'effet de l'oxydation des joints de grains, ces derniers constituent alors des sites privilégiés d'amorçage de fissures de fatigue.

- **<u>Propagation de fissures courtes :</u>**

De nombreux travaux ont montré l'existence d'une propagation de fissures dites courtes une fois l'amorçage initié. Le comportement de ces fissures est différent de celui des fissures dites longues. La propagation peut être anormalement plus rapide suivant la nature du matériau et du chargement cyclique appliqué. **Pearson, 1975** a été l'un des premiers à observer que des fissures courtes, de longueur inférieure à 0,5 mm, pouvaient se propager plus rapidement que des fissures longues dans des alliages d'aluminium.

Les fissures courtes peuvent être classées en trois catégories (**Suresh, 1998**) :

- Les fissures « microstructuralement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que celle des grains. Leur propagation est alors influencée par la microstructure du matériau.
- Les fissures « mécaniquement » petites dont la taille est du même ordre de grandeur que celle de la zone plastique en pointe de fissure.
- Les fissures « physiquement » petites de taille inférieure au millimètre. Elles sont généralement plus grandes que les tailles caractéristiques de la microstructure ou de la zone plastique.

Luo et Bowen, 2004 ont montré que le seuil de propagation des fissures courtes était inférieur à celui des fissures longues, dans l'Udimet 720Li. Ce phénomène semble être lié en partie à l'effet de fermeture des fissures. Cependant, il semblerait que ces effets de fermeture n'expliquent pas, à eux seuls, la vitesse de propagation plus importante des fissures courtes. Les fluctuations observées sur les courbes de propagation peuvent être expliquées par un effet important de la microstructure avoisinante comme barrière de franchissement (**Figure A-5**). Ainsi, les petites fissures peuvent voir leur propagation ralentir, bifurquer ou s'arrêter lorsqu'elles rencontrent des joints de grains ou bien des précipités de phase durcissante.

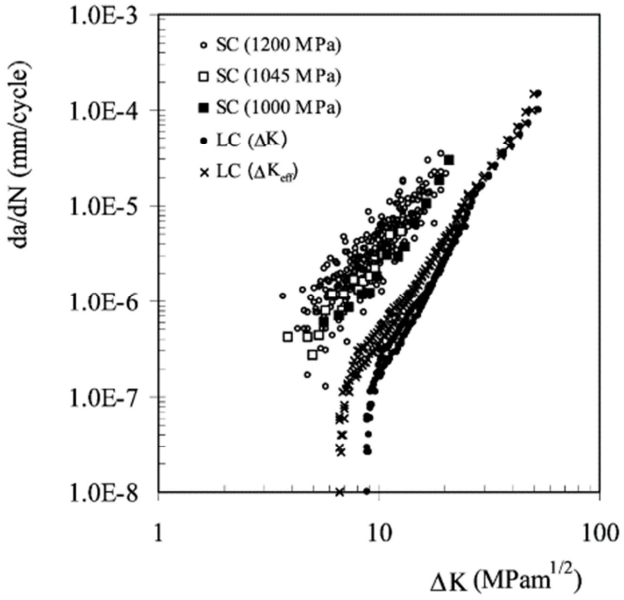


Figure A-5 – Comparaison des vitesses de propagation entre fissures courtes et fissures longues à *R* = 0,1 dans l'Udimet 720Li (Luo et Bowen, 2004)

Mécaniquement parlant, la vitesse de propagation anormale des fissures courtes peut, en partie, être expliquée par l'invalidité des formulaires de calcul de facteur d'intensité de contraintes employés (**Luo et Bowen, 2004**). **Pineau, 1986** et **Miller, 1987** ont d'ailleurs abordé la question des domaines de validité de la mécanique de la rupture en élasticité linéaire pour ce type de fissures. En effet, les fissures courtes sont noyées dans des champs locaux, imposés par un chargement extérieur mais également par la géométrie locale de la microstructure. Une prise en compte des micro-mécanismes associés est nécessaire si nous voulons pouvoir utiliser la mécanique linéaire de la rupture correctement. Les fissures courtes sont donc microstructuralement, mécaniquement et physiquement petites et c'est la combinaison de ces trois paramètres qui explique leur comportement.

- **<u>Propagation de fissures longues :</u>**

La vitesse de propagation des fissures longues dépend de différents paramètres intrinsèques au matériau. L'observation des faciès de rupture permet généralement de donner une indication quant à la vitesse et au type de propagation. Ainsi pour les superalliages à base nickel et pour des températures assez chaudes (de l'ordre de 600°C), une propagation intergranulaire donne lieu en général à des vitesses de propagation élevées tandis qu'une propagation transgranulaire engendre des vitesses plus faibles.

D'autres paramètres mécaniques peuvent également influencer la vitesse de propagation des fissures longues. Si pour des cas de fatigue pure à partir d'entailles, la propagation de fissure est généralement transgranulaire (dépendance au cycle), elle sera majoritairement intergranulaire avec l'application d'un temps de maintien sous air (dépendance au temps) (**Gabb et al., 2013**). Lors de chargements cycliques avec temps de maintien, l'environnement dans lequel propagent les fissures est donc déterminant. Les durées de vie peuvent alors être réduites et les vitesses de propagation plus élevées.

Pour le superalliage Udimet 720Li, la propagation intergranulaire observée pour des chargements avec temps de maintien est liée à l'oxydation (**Onofrio et al., 2004**). Ce phénomène qui implique un mécanisme de croissance dépend principalement du temps et de la température. La vitesse de propagation sera donc d'autant plus importante que le temps de maintien est long ou la température élevée. La fragilisation du matériau est due à la formation d'oxydes aux joints de grains. Sous l'effet du chargement cyclique, ces derniers vont se rompre, favorisant la propagation de la fissure le long de ces derniers. Le temps de maintien n'est pas le seul responsable de cette fragilisation. **Onofrio et al., 2004** vont mettre en évidence l'influence de la forme d'onde sur la vitesse de propagation permettant d'accentuer les effets de diffusion, comme en témoigne la **Figure A-6**, où *a*, *b*, *c* et *d* correspondent aux différentes durées de rampe et de maintien évaluées. Ils montrent ainsi que la durée de maintien à charge maximale est importante (*b*), puisqu'elle permet d'activer les phénomènes d'oxydation et par conséquent d'obtenir des vitesses de fissuration plus grandes. A l'inverse, des temps de maintien à charge minimale ou des rampes plus ou moins longues (*a*, *c*, *d*) n'influent que très peu sur la vitesse de propagation.

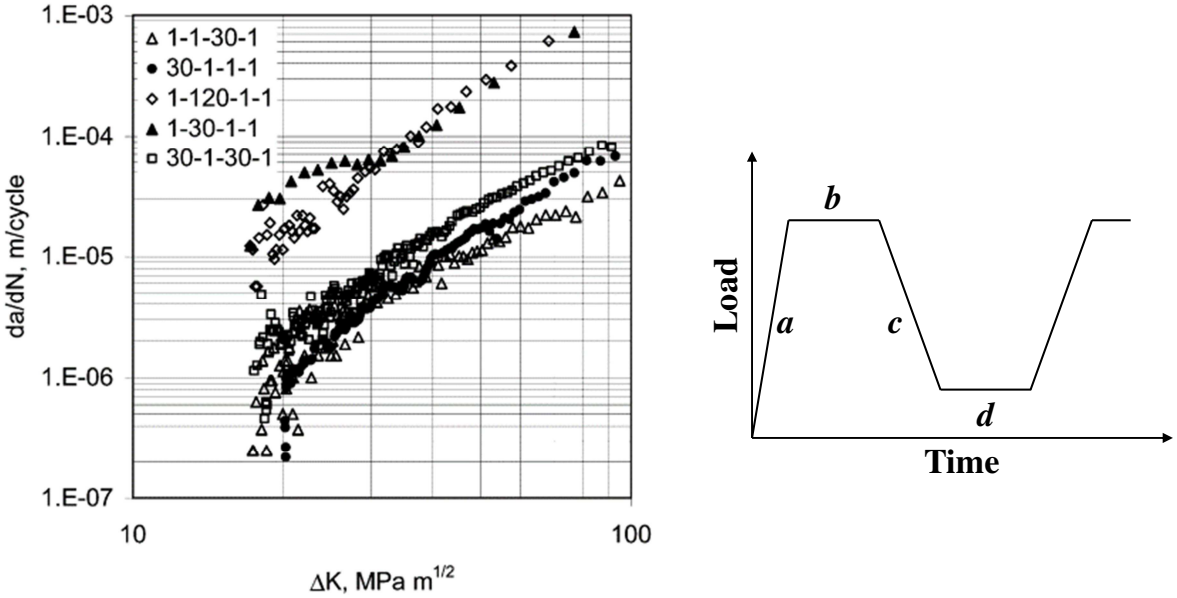


Figure A-6 – Evolution de la vitesse de propagation en fonction de la forme d'onde dans l'Udimet 720Li à 700°C (Onofrio et al., 2004)

A.1.2.2. Comportement mécanique en fatigue oligocyclique de l'alliage René 65

Dans le cadre de cette thèse, le comportement cyclique de l'alliage René 65 a été étudié à 400°C et 700°C. Des essais de fatigue oligocyclique ont ainsi été effectués en déformation imposée non symétrique ($R_\varepsilon = 0$) et symétrique ($R_\varepsilon = -1$), dans le but d'étudier les effets de contrainte moyenne et l'aspect cinématique de l'écrouissage. La procédure expérimentale et les résultats complets de chaque essai sont présentés en **Annexe A**.

Les courbes d'écrouissage cyclique obtenues sont comparées à celles des superalliages à base nickel Udimet 720Li et N18 issues de la littérature en **Figure A-7** (**Gopinath et al., 2009**, **Sansoz, 2000**). Bien que les vitesses de déformation ne soient pas strictement identiques, nous pouvons constater que l'écrouissage du René 65 et de l'Udimet 720Li semble

assez similaire à 400°C, ce qui confirme le caractère voisin de ces deux matériaux. A plus haute température, un abattement cohérent par rapport à ce qui est observé dans la littérature est relevé. Il apparaît également que le superalliage N18 présente une consolidation cyclique plus importante que celle du René 65.

Dans le cas des superalliages à base nickel, la nature de l'écrouissage est directement liée aux micro-mécanismes de déformation à l'échelle des dislocations (**Lerch et al., 1984**). C'est notamment la taille des précipités *γ'* secondaires qui contrôle le mouvement de ces dislocations. **Stoltz et Pineau, 1978** ont montré que lorsque la taille de ces précipités est relativement petite, les dislocations ont tendance à cisailler les précipités *γ'*. Ce mécanisme de franchissement conduit alors à une localisation de la déformation dans les grains, de façon hétérogène, à l'origine de l'adoucissement du matériau. A l'inverse, si la taille des précipités est suffisante, les dislocations auront tendance à les contourner selon le mécanisme d'*Orowan*. La déformation sera donc répartie de façon homogène à l'échelle du grain. Il en résulte généralement un durcissement cyclique et un fort écrouissage cinématique. Cependant, aucune observation microscopique n'a été réalisée à l'heure actuelle, permettant de statuer sur l'apparition de l'un des deux mécanismes présentés. De plus, les effets de température ne sont pas non plus à négliger. En effet, ces derniers peuvent modifier la taille, la morphologie mais également la distribution des précipités *γ'* et par conséquent influencer le comportement du matériau.

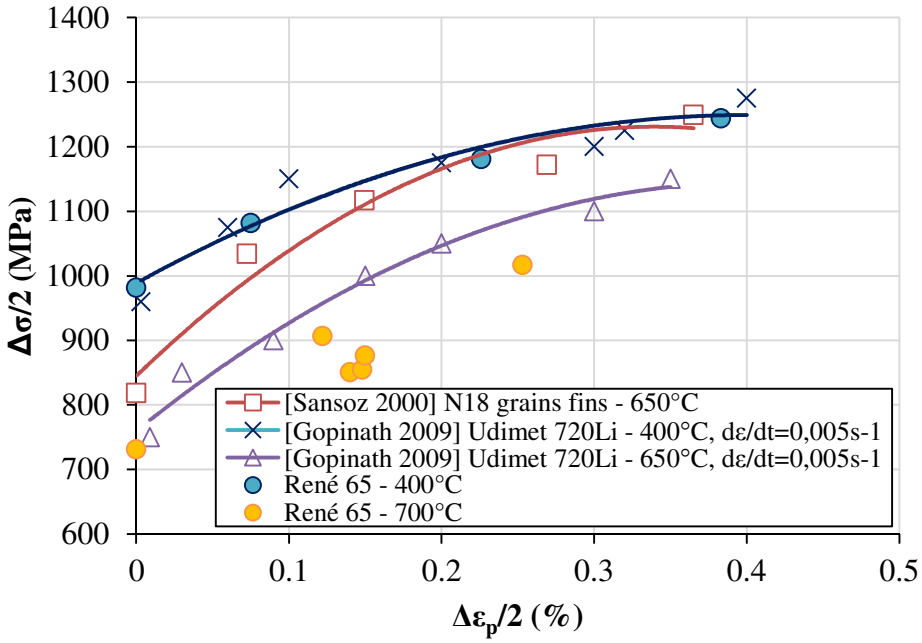


Figure A-7 – Courbes d'écrouissage cyclique pour une vitesse de déformation de $d\varepsilon/dt = 10^{-3}\ s^{-1}$ pour l'alliage René 65 (cycle stabilisé) et comparaison avec la littérature (Gopinath et al., 2009, Sansoz, 2000)

Les essais de comportement réalisés ont mis en évidence un faible écrouissage isotrope à 400°C et de l'adoucissement cyclique à 700°C. Les boucles contrainte-déformation paraissent également très allongées (**Annexe A**). Par conséquent, et afin de simplifier l'identification d'une loi élasto-plastique pour le René 65, nous n'avons pris en compte que

l'écrouissage cinématique. Il serait néanmoins nécessaire, en perspective, de prendre en compte l'écrouissage isotrope mais également d'évaluer les effets visqueux à haute température. Une loi à double écrouissage cinématique non linéaire sans seuil de type *Chaboche*, dont les équations sont définies ci-après, a donc été identifiée à l'aide du code de calcul *ZéBuLoN*. Les paramètres de cette loi sont présentés dans le **Tableau A-2**. Nous pouvons constater que l'évolution de la boucle contrainte-déformation, et notamment le fort écrouissage cinématique, est relativement bien décrite, comme l'illustre la **Figure A-8**.

$$\sigma = \sigma_0 + X \tag{1}$$

$$\dot{X} = \sum_{i=1}^{2} \dot{X}_i \text{ avec } \dot{X}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}_p - D_i \dot{p} X_i \tag{2}$$

Où σ_0 est la limite d'élasticité, X l'écrouissage cinématique, ε_p la déformation plastique et p la déformation plastique cumulée. C_i et D_i étant les paramètres du modèle à identifier.

Température	Elasticité	Ecrouissage cinématique
400°C	E = 201 729 MPa ν = 0,31	σ_0 = 890 MPa C_1 = 110 000 MPa ; D_1 = 175 C_2 = 17 500 MPa ; D_2 = 300
700°C	E = 181 833 MPa ν = 0,32	σ_0 = 700 MPa C_1 = 120 000 MPa ; D_1 = 350 C_2 = 40 000 MPa ; D_2 = 150

Tableau A-2 – Paramètre de la loi élasto-plastique identifiée à 400°C et 700°C pours l'alliage René 65

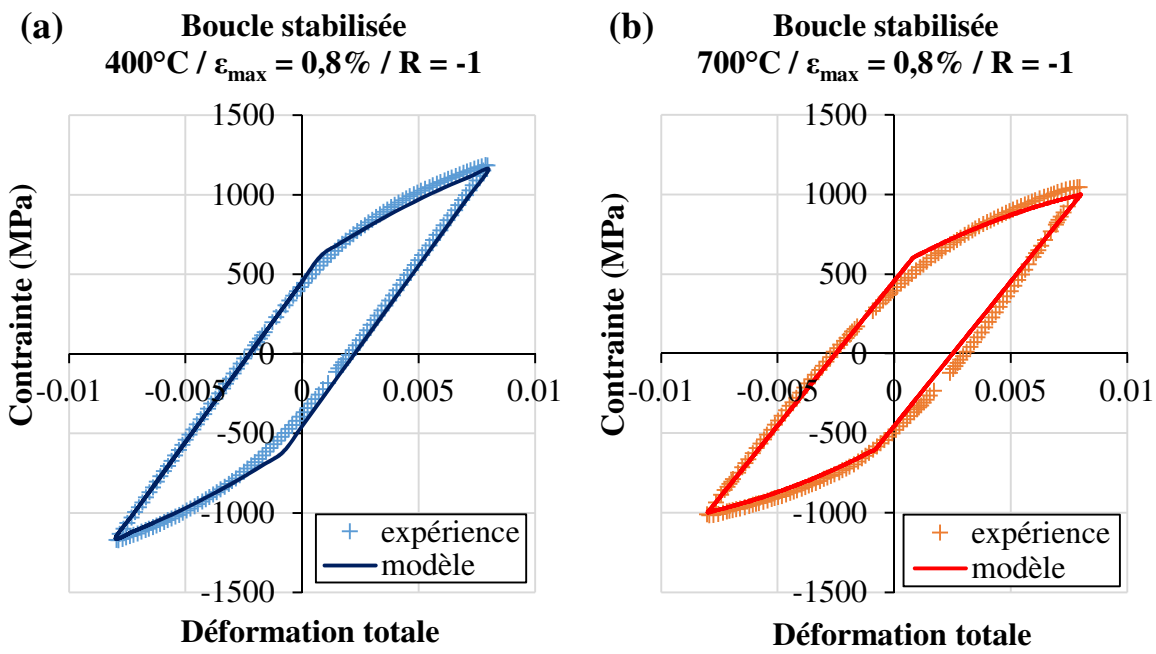


Figure A-8 – (a) Loi de comportement de l'alliage René 65 identifiée à 400°C et (b) 700°C : essais à déformation imposée symétrique (*R* = -1)

A.2. Anomalies de surface

A.2.1. Présentation des anomalies de surface étudiées

A.2.1.1. Anomalies représentatives de la flotte

Une importante analyse statistique des anomalies de surface observées en flotte a été effectuée par Snecma. Cette analyse a permis de classer ces différentes anomalies par type (rayure, choc, usure, …) mais également par leur position au sein du moteur (disques, aubes, …) et à différents emplacements (alésage, dent de disque, …). Ainsi, il a été montré que la majorité des anomalies de surface répertoriées était des rayures et des chocs.

Ce recensement a également permis de fixer deux morphologies pour chaque type d'anomalie. Les rayures ont ainsi été définies comme des anomalies de surface à profil en V correspondant à la rayure qu'un outil pourrait faire au contact d'une pièce. Les chocs, quant à eux, ont un profil en U et correspondent à l'impact d'un outil sur une pièce. Cependant, d'un point de vue scientifique, il peut être difficile de comparer les résultats sur ces deux différents profils en termes de durées de vie notamment. Dans le but de découpler les effets de géométrie et d'état initial du matériau (contraintes résiduelles) après introduction de l'anomalie, il a donc été décidé de caractériser la nocivité de chocs ayant également un profil géométrique en V. Ainsi, il est possible de comparer une même géométrie mais deux états initiaux différents au voisinage de l'anomalie.

La **Figure A-9** présente l'histogramme des profondeurs mesurées pour des anomalies de type rayure et choc, observées sur différentes zones de disques de turbine haute pression. Cette analyse montre que les rayures ont une profondeur allant globalement de 25 µm à environ 100 µm. En ce qui concerne les chocs, la profondeur moyenne se situe entre 100 µm et 250 µm.

Nous avons donc choisi de caractériser la nocivité des anomalies de surface de type rayure et choc ayant un profil en V et une profondeur de 150 µm. Cette profondeur commune permettra une comparaison directe entre les deux anomalies de surface. De plus, elle apparaît comme une profondeur moyenne facilement observable sur la flotte moteur, que ce soit pour les rayures ou les chocs. La longueur au fond de l'anomalie a quant à elle été fixée à 3 mm. L'analyse statistique a permis de constater que la longueur de chaque anomalie était comprise entre 300 µm et 2 mm. Ainsi, la longueur choisie nous permet de borner par une limite haute la géométrie de nos anomalies, et par conséquent d'être conservatif sur nos résultats.

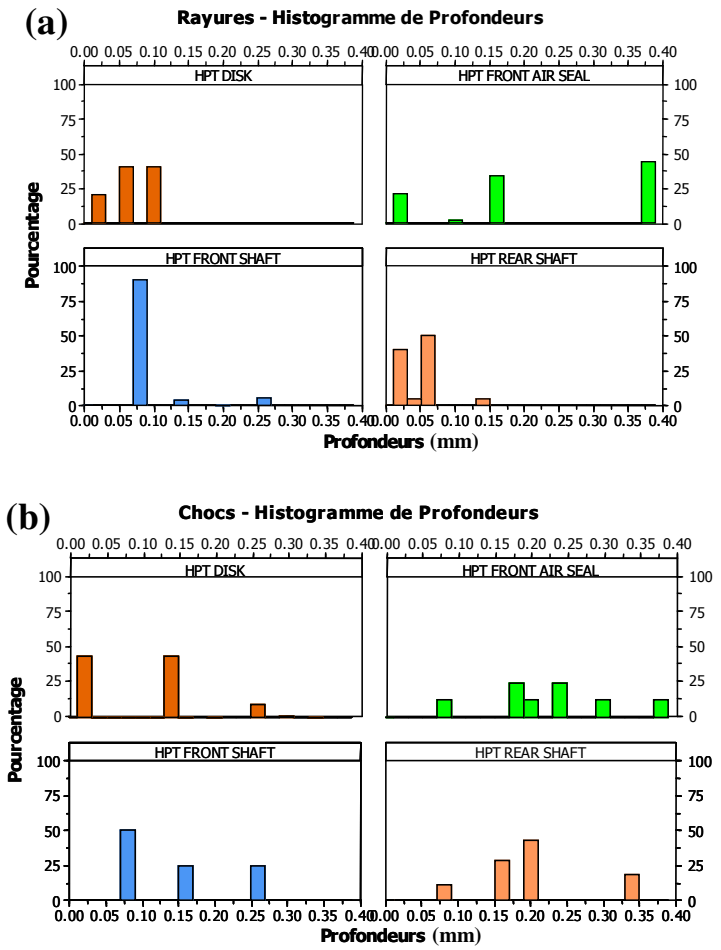


Figure A-9 – (a) Histogramme de la profondeur des anomalies de surface de type rayure et (b) choc observées dans les pièces de turbine haute pression

A.2.1.2. Anomalies à géométrie régulière

L'objectif de cette étude est de caractériser la nocivité des anomalies de surface de type rayure et choc. Cependant, l'état initial du matériau que l'introduction de ces anomalies occasionne peut être difficile à analyser. En effet, l'étude bibliographique a montré que la présence de ces rayures ou de ces chocs modifiait de façon considérable le comportement à l'amorçage mais également en propagation. Par conséquent, il est important de pouvoir établir des comparaisons avec des anomalies de surface plus classiquement étudiées. Ainsi, nous étudierons l'influence de la présence d'anomalies de surface semi-circulaire et semi-elliptique sur la tenue en fatigue. Ces deux géométries nous permettront d'établir des comparaisons et des analyses complémentaires quant aux différents phénomènes rencontrés.

Afin d'assurer l'amorçage et la propagation de fissures à partir de ces anomalies, une profondeur suffisante est nécessaire. Pour les anomalies de surface semi-circulaire, nous avons choisi de conserver une profondeur identique aux anomalies représentatives de la flotte moteur, soit 150 µm. Concernant les anomalies semi-elliptiques la profondeur visée se situe aux alentours de 80 µm. Ce choix est essentiellement dicté par la difficulté rencontrée dans la mise en œuvre d'anomalies de profondeur plus importante. Néanmoins, cette profondeur

devrait tout de même nous permettre d'observer l'amorçage de fissures à partir de ce type d'anomalie.

A.2.2. Méthodes d'introduction et caractérisation dimensionnelle des anomalies de surface

A.2.2.1. Anomalies de type rayure

Les anomalies de surface de type rayure ont un profil géométrique en V représentant la rayure que pourrait occasionner un outil pointu sur une pièce. Suite à l'analyse statistique présentée précédemment, la profondeur a été fixée à 150 µm et la longueur au fond de la rayure à 3 mm. L'angle d'ouverture est quant à lui de 90° ce qui génère une largeur en surface d'environ 380 µm. Enfin, le rayon en fond d'entaille est en moyenne de 10,5 µm. Celui-ci étant fortement dépendant de l'outil utilisé et de son usure. En effet, un outil émoussé aura tendance à augmenter le rayon en fond d'entaille pouvant par là même modifier le comportement à l'amorçage, comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique (**Cini et Irving, 2010**). C'est pourquoi une attention toute particulière a été accordée quant à la qualité et au suivi des outils utilisés, dans le but d'assurer une bonne reproductibilité.

Bien qu'elle constitue une géométrie standard de notre étude, cette rayure semble être plus nocive que celles observées en flotte, notamment au niveau de son profil. En effet, il parait peu probable que le profil de la rayure soit aussi net sur ses extrémités ou bien encore qu'il soit parfaitement symétrique. Toutefois, nous ne pouvons pas présager de l'impact de cette symétrie sur la nocivité des anomalies aussi facilement. Néanmoins, cette géométrie nocive nous permettra de rester dans une configuration conservative quant aux différents résultats que nous obtiendrons.

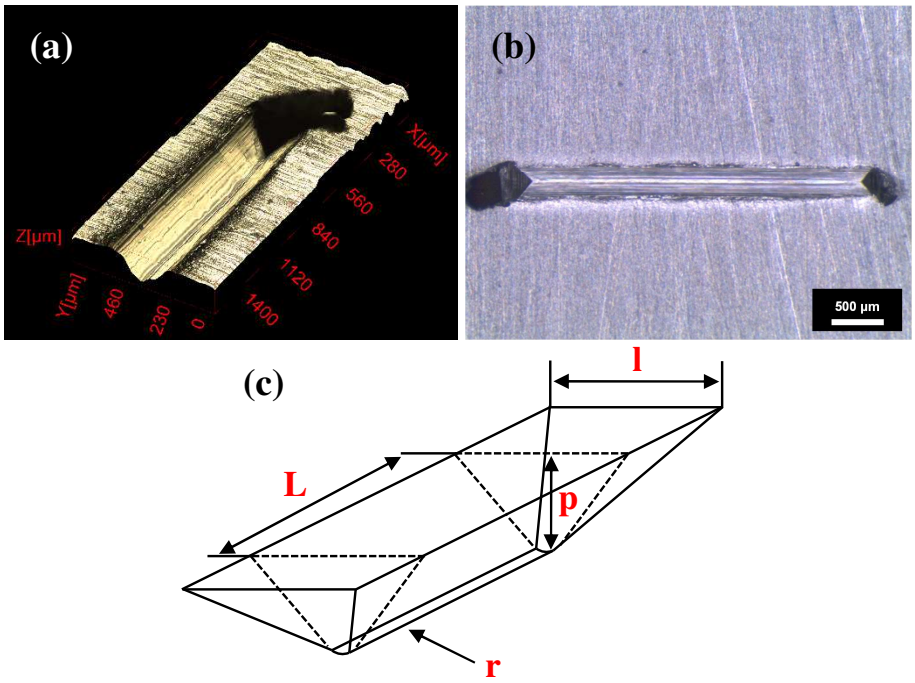


Figure A-10 – Caractéristiques géométriques d'une rayure : (a) vue 3D, (b) vue de dessus et (c) représentation schématique du profil

L'outil utilisé pour effectuer les rayures est en carbure et affûté selon le plan présenté en **Figure A-11**. Cette géométrie d'outil a été déterminée afin qu'elle corresponde à la géométrie de la rayure voulue, décrite précédemment. L'outil provient d'un foret en carbure de marque *Guhring* (DIN 6539 R-N) dont la partie cylindrique, non utile, a été affûtée. Pour réaliser la rayure, nous utilisons une fraiseuse. L'outil en carbure est alors placé sur la tête de la machine et l'utilisation d'un montage de fixation permet de maintenir l'éprouvette en position, sans mouvement possible.

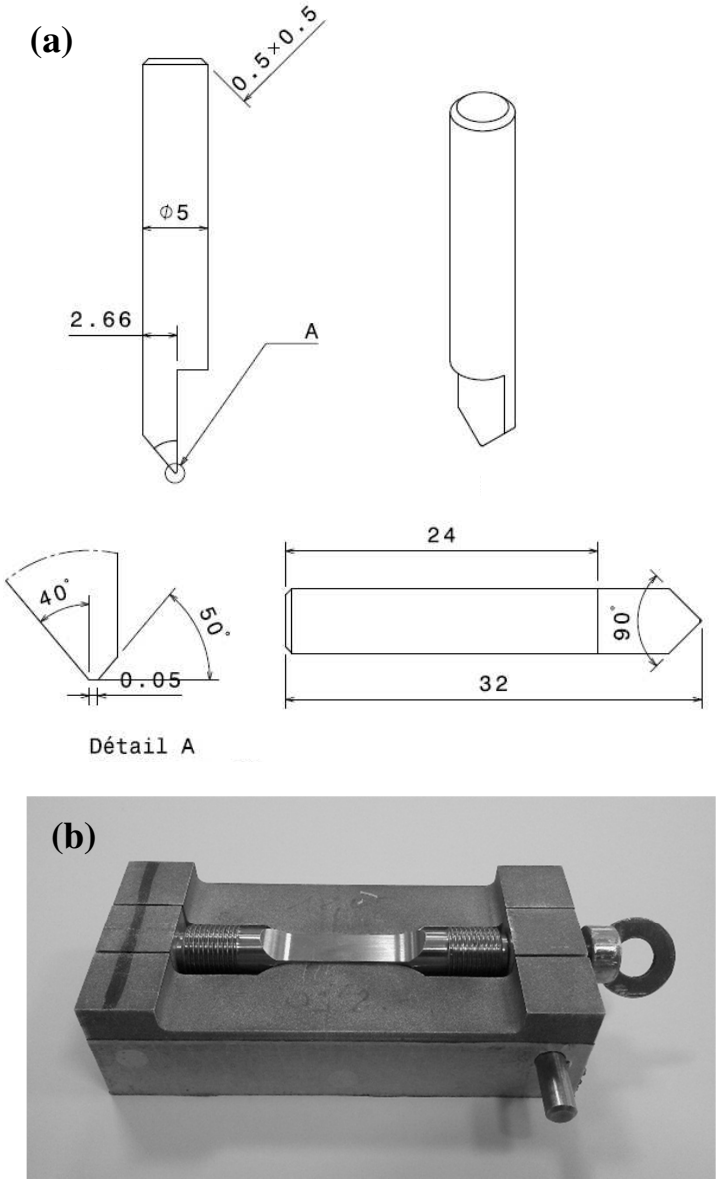


Figure A-11 – (a) Plan de l'outil en carbure utilisé et (b) montage de fixation permettant le maintien de l'éprouvette lors de l'usinage des rayures

La première étape de la réalisation de la rayure consiste à tangenter l'outil sur la surface de l'éprouvette. Cette étape est primordiale car elle influe fortement sur la précision de la profondeur des rayures usinées. Elle a d'abord été réalisée manuellement en venant intercaler une feuille de papier entre l'outil et l'éprouvette. L'outil est alors descendu jusqu'à ce que la feuille de papier ne puisse plus bouger. A partir de cette position, l'outil est

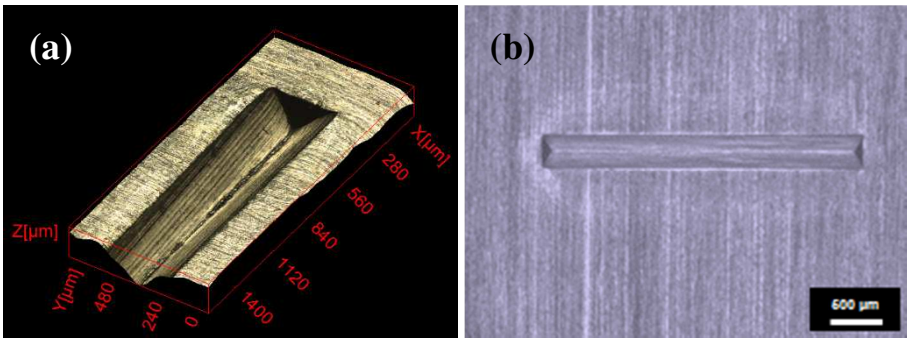
descendu par pas de 5 µm jusqu'à ce qu'une marque apparaisse à la surface de l'éprouvette. Ainsi, la tangence est obtenue avec une précision de 5 µm. Cette procédure, bien que précise, nécessite une certaine expérience et est fastidieuse. C'est pourquoi une nouvelle méthode a été mise en place. La tangence est désormais obtenue à l'aide d'un dispositif électrique de contact. Dès le contact réalisé entre la surface de l'éprouvette et l'outil en carbure, autrement dit lorsque le circuit électrique est fermé, une LED s'allume. Cette méthode nous permet de conserver une grande précision et semble moins fastidieuse car nous permet une vérification visuelle aisée et directe.

Une fois la tangence faite, l'outil est introduit à la profondeur, préalablement étalonnée, de la rayure que nous cherchons à usiner. Une première translation de 3 mm est effectuée. Enfin, l'outil est dégagé, introduit à nouveau et une passe de retour est réalisée. Nous pouvons nous poser la question de l'intérêt de cette passe retour : engendre-t-elle plus de dommage, est-elle représentative de ce qu'il se produit réellement ? Toutefois, nous avons gardé cette procédure car celle-ci est utilisée par Snecma, ce qui nous permettra de pouvoir faire des comparaisons directes avec leur base de données.

A.2.2.2. Anomalies de type choc

Les anomalies de surface de type choc présentent également une morphologie en V. Leur géométrie reproduit la chute d'un outil tombant légèrement de côté sur une pièce. Comme pour les rayures, l'anomalie de type choc semble plus nocive que celle pouvant être rencontrée en flotte. Là encore, il paraît peu probable que le profil du choc soit aussi net et que l'outil chute de telle sorte que l'anomalie créée soit parfaitement symétrique. Mais à l'instar des rayures, cette géométrie nocive nous permettra d'étudier le cas le plus critique et de mettre en exergue les différents mécanismes rencontrés. La géométrie de l'anomalie de type choc est semblable à celle des rayures : profondeur de 150 µm, longueur de 3 mm et angle d'ouverture de 90°. Seuls la largeur en surface et le rayon en fond d'entaille sont différents mais restent assez similaires à ceux de la rayure. Pour ce type d'anomalie, la largeur en surface est de 360 µm et le rayon moyen en fond d'entaille de 17,6 µm.

La méthode d'introduction du choc correspond à la chute d'un outil sur une pièce. Un montage spécifique a donc été développé à l'ENSMA afin de reproduire cela. Il est composé d'un tube placé verticalement au bout duquel un support et un outil en carbure sont disposés. L'outil est affûté selon le plan présenté en **Figure A-13**, de telle sorte que la géométrie du choc réalisée corresponde à la géométrie souhaitée décrite précédemment.



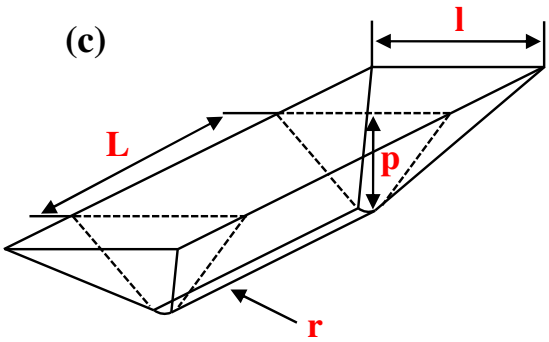


Figure A-12 – Caractéristiques géométriques d'un choc : (a) vue 3D, (b) vue de dessus et (c) représentation schématique du profil

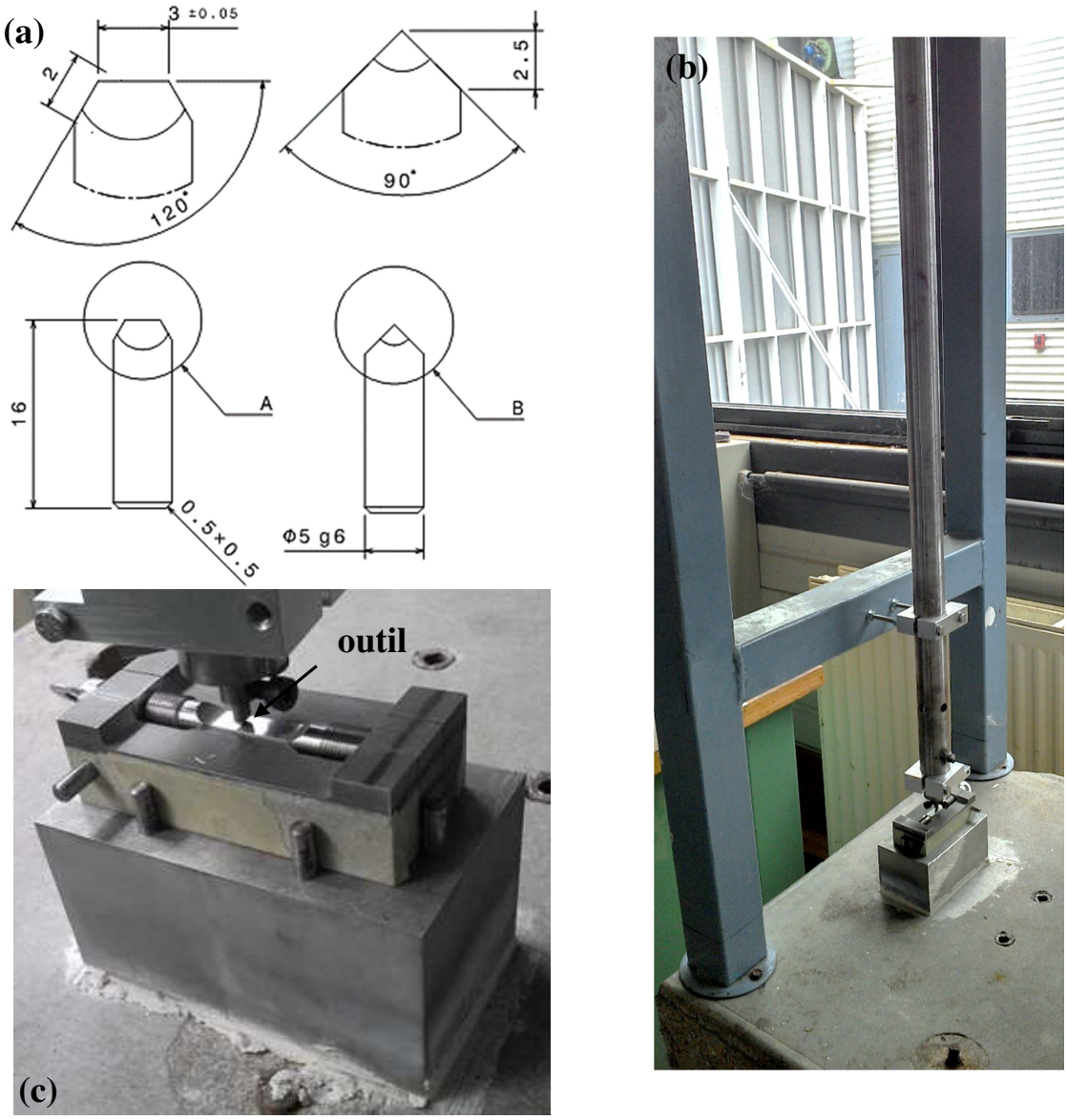


Figure A-13 – (a) Plan de l'outil en carbure utilisé, (b) vues global du montage choc et (c) du montage de fixation permettant le maintien de l'éprouvette lors de la réalisation des chocs

Dans ce tube se situe également une masse que nous lâchons à une hauteur, préalablement calibrée, afin d'obtenir la profondeur du choc désirée. Cette hauteur va fortement dépendre de la masse de l'impacteur mais également du matériau et notamment de

sa dureté. Outre l'importance de cette hauteur dans l'obtention d'une anomalie à la profondeur voulue, ce paramètre est également important à un autre niveau ; plus la hauteur de chute est importante, plus le risque de rebond de la masse l'est aussi. Ceci constitue la principale difficulté de la réalisation des chocs. En effet, le rebond de la masse peut tout d'abord engendrer la création d'un défaut géométrique, comme le montre la **Figure A-14**, mais peut également modifier l'état microstructural du matériau et le champ de contraintes résiduelles initial. C'est pourquoi il est primordial d'éviter que ce rebond se produise.

Afin de contrôler le rebond de la masse, un système de ressort est utilisé. Il a été observé que l'impact généré par la chute de la masse pouvait entrainer un déplacement vertical du support de quelques millimètres. Le principe est donc d'utiliser ce déplacement afin de bloquer cette pièce lors de sa remontée. Ainsi, lorsque le support remonte, le ressort pousse une pièce qui se trouve libérée par le déplacement vertical du support et vient ainsi l'empêcher de redescendre. Ce système n'a pas encore pu être testé pour évaluer son efficacité. En effet, un seul cas de rebond a été observé et le système n'était pas encore actif.

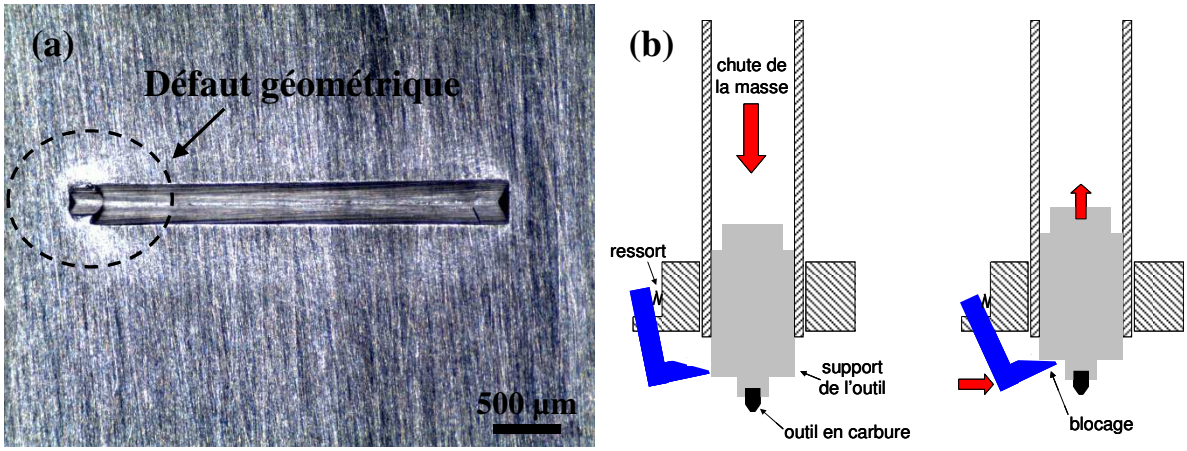


Figure A-14 – (a) Création d'un défaut géométrique suite au rebond de la masse et (b) schéma de principe du blocage du support lors de sa remontée

A.2.2.3. Anomalies à géométrie régulière

Les anomalies de surface à géométrie régulière que sont les anomalies semi-circulaires et semi-elliptiques ne correspondent pas à des anomalies de type maintenance. Cependant, leur géométrie régulière nous permettra d'établir des comparaisons avec les anomalies de type rayure et choc. En effet, ce type d'anomalie de surface ne génère pas un état initial très endommageant à l'inverse des rayures et des chocs. Bien que modifiant la microstructure à son voisinage et pouvant localement affecter les propriétés mécaniques en fatigue, les anomalies semi-circulaires ne génèrent pas de champ de contraintes résiduelles. Elles seront donc intéressantes afin d'étudier la propagation de fissures dans un matériau non affecté par des contraintes résiduelles.

La géométrie de ces anomalies de surface est présentée en **Figure A-15**. Les anomalies semi-circulaires ont une profondeur de 150 µm et par conséquent une largeur en surface de 300 µm. Pour les anomalies semi-elliptiques, la profondeur est de 80 µm,

la longueur de 2 mm et la largeur en surface de 137 µm. Le rayon local en fond d'entaille est d'environ 33 µm.

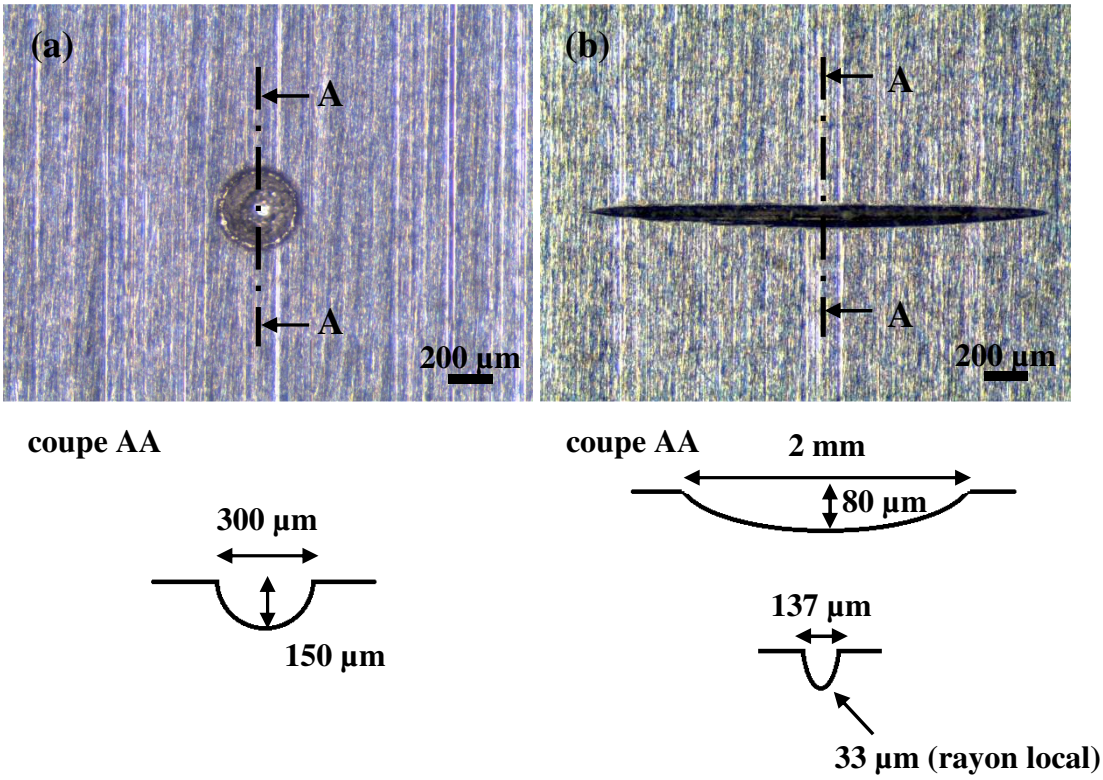


Figure A-15 – (a) Caractéristiques géométriques de l'anomalie de surface semi-circulaire et (b) semi-elliptique

Les anomalies de type semi-circulaire ont été réalisées à l'aide de la technique d'électroérosion. Ce procédé souvent utilisé pour l'usinage de pièces à géométrie complexe a pour principe l'enlèvement de matière par décharges électriques entre une électrode et la pièce. Afin de réaliser nos anomalies de surface, nous avons utilisé un fil de cuivre de 200 µm de diamètre que nous avons disposé sur une machine EDM (*Electro Discharging Machine*) pour servir d'électrode. Un enfoncement du fil à une profondeur de 230 µm permet ainsi d'obtenir des anomalies de surface semi-circulaires de 150 µm de profondeur. Ceci est nécessaire afin de pallier l'usure du fil.

Les anomalies de type semi-elliptique sont quant à elles réalisées à l'aide d'une machine de polissage développée au sein du laboratoire, appelée « fissureuse ». Le principe de ce procédé consiste à polir la surface de l'éprouvette de manière constante et à faible vitesse, à l'aide d'un disque de zircone de 15,15 mm de diamètre affûté suivant un angle de 15°, en contact avec la surface en présence d'une pâte diamantée de 6 µm. Le polissage constant va ainsi créer une anomalie de surface de forme semi-elliptique. La vitesse de rotation du disque est contrôlée et relativement faible, environ 200 tr/min, dans le but de ne pas user trop vite le disque. Cette faible vitesse et le très faible « effort » de contact permettra également la création d'une anomalie assez « douce » et devrait donc limiter la création de contraintes résiduelles à son voisinage. Comme pour chaque procédé d'introduction, une calibration préliminaire est nécessaire. Ainsi, des passes successives de 10 µm de profondeur toutes les 20 minutes jusqu'à une profondeur d'environ 180 µm, permettent d'obtenir des

anomalies semi-elliptiques de 80 µm de profondeur. Il est difficile d'obtenir des anomalies de surface plus profondes. En effet, plus la profondeur est grande, plus il est difficile pour le disque de tourner car celui-ci se coince dans la matière. Toutefois, afin de faciliter le polissage, une pâte diamantée de 6 µm est déposée de manière régulière sur le disque.

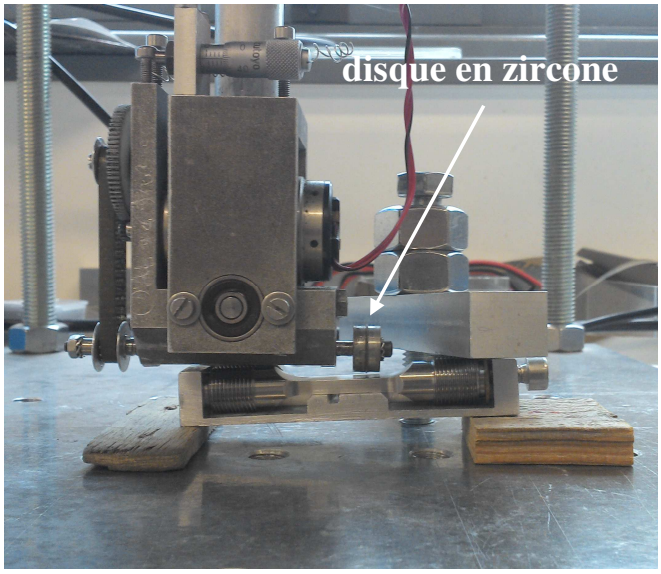


Figure A-16 – Dispositif développé au sein du laboratoire (fissureuse) permettant la réalisation d'anomalies de surface de type semi-elliptique

A.2.2.4. Caractérisation dimensionnelle

Afin d'obtenir les caractéristiques géométriques de chaque anomalie créée, des répliques en résine d'élastomère sont utilisées. Le polyvinylsiloxane est un élastomère polymérisant par réaction d'addition. Le principe consiste donc à mélanger le matériau de base avec un catalyseur et à l'appliquer sur l'anomalie de surface que nous voulons caractériser. Par polymérisation, l'élastomère va se durcir et permettre d'obtenir une empreinte reproduisant le négatif de l'anomalie. Une coupe transversale à la lame de rasoir est alors réalisée en son milieu nous permettant d'avoir accès à différentes caractéristiques géométriques : la profondeur, le rayon en fond d'entaille, la largeur en surface ou bien encore l'angle d'ouverture de l'anomalie.

Cette méthode de caractérisation dimensionnelle nous permet d'avoir une grande précision sur les différentes longueurs géométriques évaluées, comme le montre la **Figure A-17**. **Doremus, 2014** a comparé deux techniques expérimentales : la méthode des répliques et l'interférométrie. Nous pouvons constater que ces dernières donnent des résultats assez proches. Toutefois, la méthode offrant le meilleur rapport précision/temps d'exécution reste la méthode des répliques. En effet, l'écart type des mesures effectuées à l'interféromètre est de 3 µm pour une durée d'acquisition de 45 minutes. Concernant la technique des répliques, elle est plus simple à appliquer et relativement rapide de mise en œuvre ; l'écart type étant de 4 µm pour une durée d'exécution d'environ 10 minutes. La principale difficulté des répliques réside dans la réalisation de coupes transversales parfaitement nettes et droites. En effet, si les coupes de répliques ne sont pas parfaitement perpendiculaires, les mesures réalisées ne seront pas aussi précises que voulues du fait de l'angle de coupe qui pourrait

exister. C'est pourquoi, les deux faces de chaque coupe sont systématiquement caractérisées et une valeur moyenne calculée. A titre d'exemple, l'écart moyen entre les deux profondeurs mesurées varie entre 2 µm et 3 µm. Il ne faut pas non plus négliger le retrait qu'il peut se produire lors du séchage. Toutefois, la comparaison avec l'interférométrie nous indique que celui-ci reste négligeable, puisqu'il existe une bonne concordance entre ces deux méthodes.

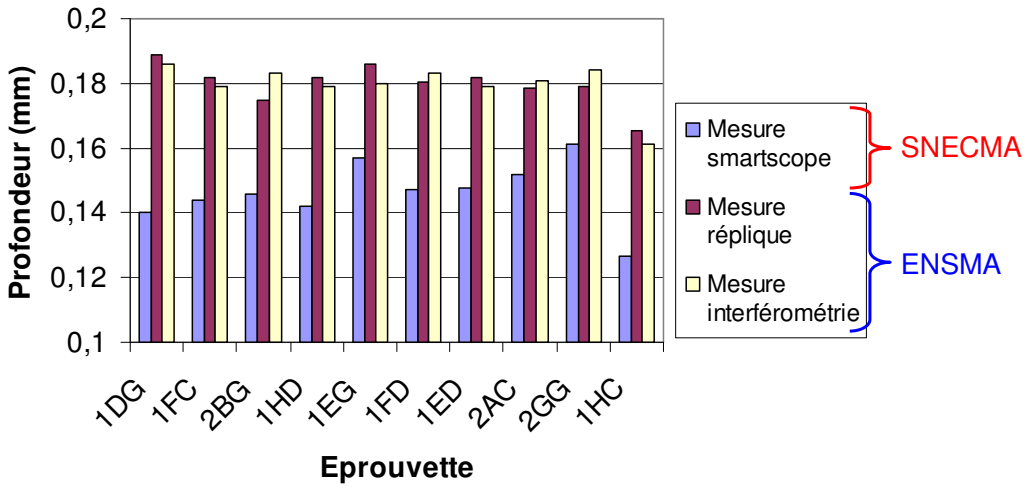


Figure A-17 – Comparaison des résultats de mesure de profondeur de rayure (Doremus, 2014)

La réalisation de ces répliques a permis de caractériser la géométrie des anomalies de surface de type rayure et choc testées lors de la campagne expérimentale (**Figure A-18**). Le **Tableau A-3** résume les dimensions géométriques moyennes de chaque type d'anomalie sur 12 échantillons. Nous pouvons constater que la reproductibilité, pour un type d'anomalie donné, est assez bonne. En effet, l'écart type sur la profondeur est de 12 µm et entre 2 µm et 3 µm pour le rayon en fond d'entaille. Ceci nous permet de nous assurer que chaque nouvelle anomalie testée sera comparable à la précédente. De plus, bien qu'il existe une légère différence entre les rayures et les chocs, il semblerait que ces deux types d'anomalie soient relativement similaires. Afin de s'en convaincre, nous avons réalisé un calcul éléments finis élastique en trois dimensions. Ce calcul nous permet d'obtenir le champ mécanique autour de chaque anomalie, et ainsi de pouvoir les comparer. En effet, bien que la différence entre les deux géométries soit relativement faible, il n'est pas dit que le champ mécanique créé par l'anomalie le soit également. Les anomalies de type rayure et choc ont ainsi été modélisées selon leurs dimensions moyennes détaillées dans le **Tableau A-3**. Afin d'évaluer l'influence de la présence d'une anomalie de surface sur le champ mécanique, une contrainte de traction de 700 MPa et 1 000 MPa a été appliquée. Ces contraintes seront celles appliquées expérimentalement lors de la campagne d'essais, et nous permettent de rester en macro-élasticité durant l'essai. La résultante dans l'axe de chargement σ_{33} est par la suite tracée selon deux directions différentes. Une, directement sous l'anomalie et perpendiculaire à la surface et une autre en coin, se situant toutes les deux dans le plan de propagation de la fissure.

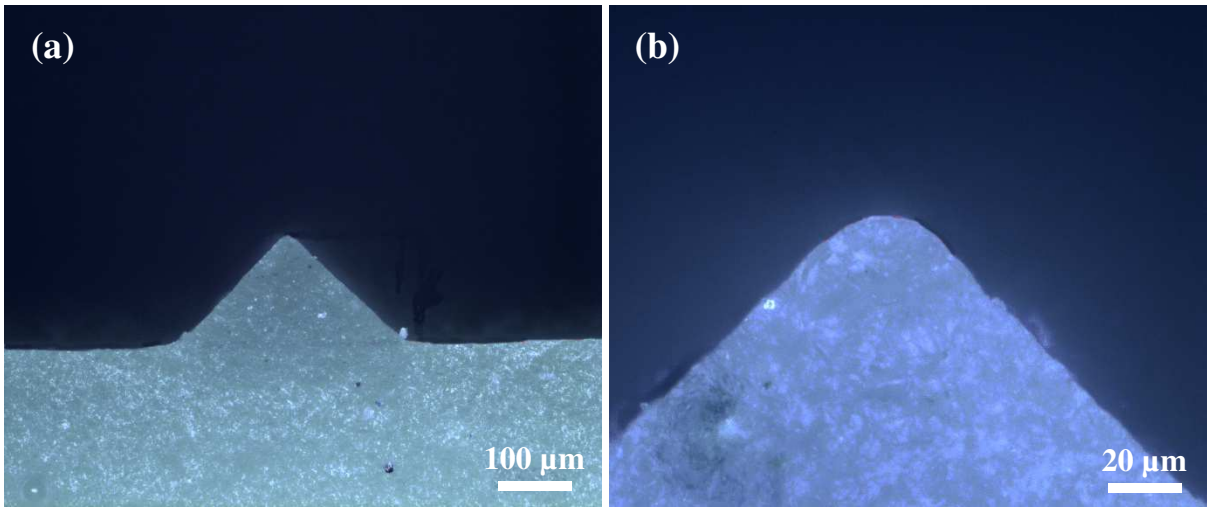


Figure A-18 – (a) Coupe transversale d'une réplique permettant la mesure de la profondeur et (b) du rayon en fond d'entaille

	Rayure	Choc
Profondeur *p* (µm)	145,8 ± 12	164,9 ± 12
Longueur *L* (mm)	3,07 ± 0,04	2,97 ± 0,03
Largeur *l* (mm)	0,38 ± 0,05	0,36 ± 0,04
Rayon *r* (µm)	10,5 ± 2	17,6 ± 3

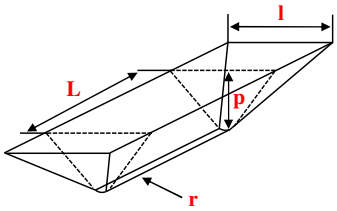


Tableau A-3 – Caractéristiques géométriques moyennes pour les anomalies de surface de type rayure et choc

Bien que les valeurs de K_t en fond d'anomalie soient différentes, nous pouvons constater que les profils de contraintes obtenus pour la rayure et le choc sont quasi-équivalents, comme l'illustre la **Figure A-19**. Ce calcul numérique nous permet également d'évaluer la zone influencée par la présence d'une anomalie de surface. Ainsi, le champ mécanique est affecté jusqu'à une distance environ égale à deux fois la profondeur de l'anomalie, soit environ 300 µm pour les deux morphologies.

Par conséquent, nous pouvons dire que d'un point de vue géométrique et mécanique les anomalies de surface de type rayure et choc sont très proches. L'état initial du matériau et notamment l'état microstructural autour de chaque anomalie devrait donc être la seule différence.

	Rayure	Choc
K_t	9,0	7,6

Tableau A-4 – Facteurs de concentration de contraintes obtenus en fonction du type d'anomalie

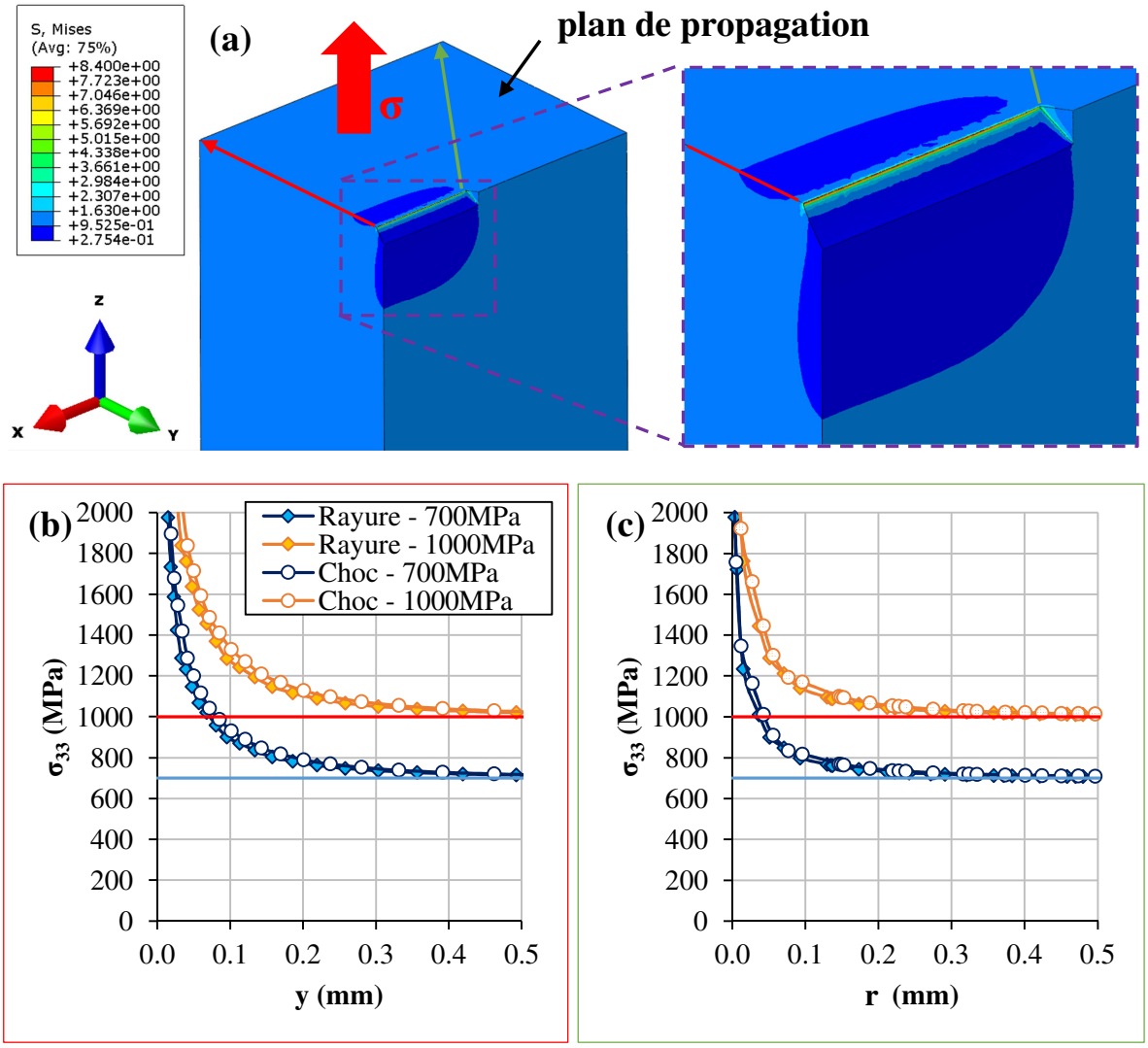


Figure A-19 – (a) Champ mécanique autour d'un choc de 164,9 µm de profondeur et (b) profil de contrainte en élasticité linéaire σ_{33} en fonction d'une direction perpendiculaire à la surface (flèche rouge) et (c) en coin (flèche verte)

A.2.3. Impact de l'introduction des anomalies de surface

A.2.3.1. Méthodes expérimentales employées

Comme nous l'avons précédemment vu, l'endommagement généré autour d'anomalies de surface résulte de la combinaison de trois facteurs affectant la résistance en fatigue des pièces : la concentration de contraintes induite par la géométrie de l'anomalie, la création d'un champ de contraintes résiduelles induite par la déformation plastique liée à l'anomalie et enfin une modification de la microstructure (**Peters et al., 2000**; **Chen et Hutchinson, 2002**). Il est donc important d'évaluer l'impact de l'introduction des anomalies de surface sur la microstructure.

Pour cela, des coupes transversales au milieu de la rayure et du choc ont été réalisées afin de caractériser l'état microstructural sous ces anomalies. Ces échantillons ont été polis mécaniquement jusqu'au grade 4000 puis à l'aide d'un feutre, imprégné de particules abrasives de diamant de 3 µm puis de 1 µm. Enfin, les échantillons ont été attaqués

chimiquement par une solution d'eau régale (2/3 HCl + 1/3 HNO_3) permettant de révéler la phase γ', par dissolution des précipités.

Afin d'observer l'endommagement de la microstructure sous les anomalies de surface, un microscope électronique à balayage (JEOL JSM 7000F) équipé d'un canon à émission de champ (*Field Emission Gun*) a été utilisé pour caractériser la microstructure sous les anomalies de surface dans le René 65. Ce microscope MEB-FEG permet l'obtention d'images de très haute résolution spatiale, plus importante qu'un MEB conventionnel. Chaque échantillon a été observé en mode d'électrons secondaires et rétrodiffusés afin de mettre en évidence la taille et la forme des précipités γ' primaires, ainsi que les différents marqueurs de plasticité observés.

Parallèlement à ces observations microstructurales, une caractérisation par des mesures d'ultra-microdureté a été réalisée. L'ultra-microdureté est une technique d'indentation instrumentée permettant d'enregistrer la variation de l'effort au cours de la pénétration en fonction de l'enfoncement du pénétrateur. Outre la valeur de la dureté, elle permet d'avoir accès à des données plus riches qu'un essai de dureté classique, telles que le module d'élasticité ou la relaxation de la pénétration.

La réalisation des anomalies de surface de type rayure et choc engendre à la fois des contraintes résiduelles mais également un écrouissage du matériau. L'indentation instrumentée étant sensible aux deux phénomènes, elle peut être utilisée afin de caractériser l'un ou l'autre si tant est qu'ils puissent être séparés. En effet, comme nous pouvons le voir en **Figure A-20**, la nature des contraintes résiduelles modifie la réponse force-déplacement du matériau. Bien qu'il soit possible de déterminer la réponse due à un champ de compression ou de traction, il devient difficile d'évaluer quantitativement le niveau de ces contraintes résiduelles. Néanmoins, plusieurs études concernant l'influence des contraintes résiduelles sur la réponse en indentation existent dans la littérature. Nous pouvons citer par exemple les travaux de **Suresh et Giannakopoulos, 1998**, de **Carlsson et Larsson, 2001** ou bien encore de **Lee et Kwon, 2004**. **Suresh et Giannakopoulos, 1998** ont d'ailleurs proposé une formule analytique permettant de calculer les contraintes résiduelles en analysant la réponse d'une indentation dans un champ précontraint. Les contraintes résiduelles étant extraites du rapport de l'aire de contact du matériau contraint comparé au matériau non contraint. **Lee et Kwon, 2004** utilisent quant à eux la variation de la charge maximale d'indentation. Ces études montrent qu'il n'existe pas de méthode universelle permettant l'évaluation des contraintes résiduelles. Cependant, chacune d'entre elles nécessite de connaître la réponse force-déplacement d'un matériau de référence non contraint. Toutefois, l'objectif de cette analyse n'est pas d'évaluer quantitativement le champ de contraintes résiduelles mais simplement de déterminer la taille des zones affectées par l'introduction d'une rayure ou d'un choc.

Les mesures ont été réalisées à l'aide d'un ultra-microduromètre Fisherscope HM 2000. Un réseau d'indentation Vickers, illustré en **Figure A-20**, a ainsi pu être réalisé. Chaque cycle d'indentation est composé d'une mise en charge à 20 mN d'une durée de 10 s, d'un maintien à charge maximale de 1 s et enfin d'une décharge d'une durée de 10 s. La faible

charge appliquée permet d'obtenir des empreintes d'environ 2,1 µm de diagonale. La taille de grains étant comprise entre 5 µm et 10 µm, cette taille d'empreinte devrait donc nous permettre d'éviter au maximum l'indentation aux joints de grains, sur des précipités ou sur des carbures. De plus, elle nous permettra d'avoir une estimation assez fine du domaine affecté sous une anomalie. Afin d'éviter toute interaction entre les indentations, chaque indentation est espacée de 10 µm et chaque ligne de 40 µm. La distance minimale entre ces dernières devant être au moins supérieure à 4 fois leur diamètre.

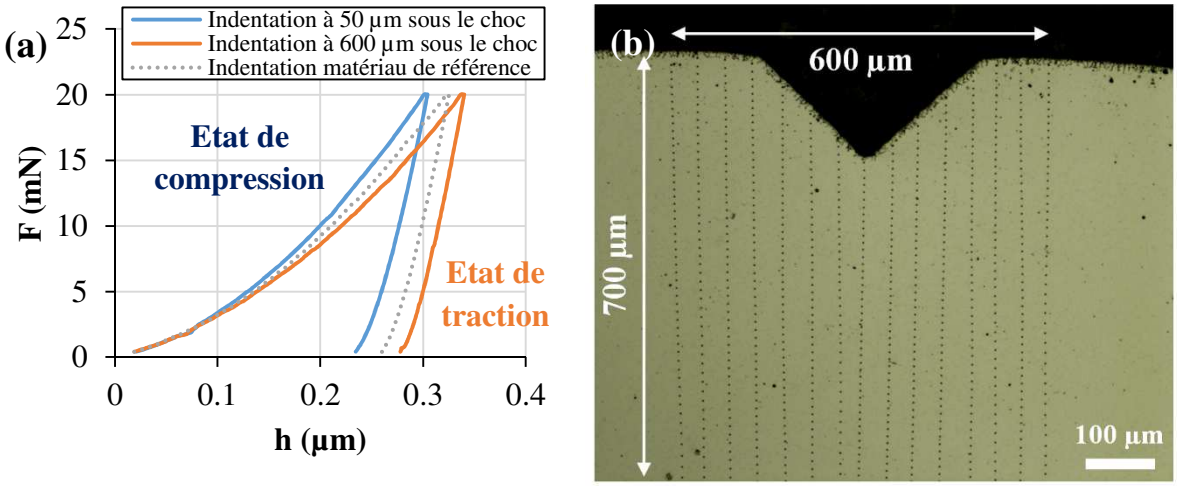


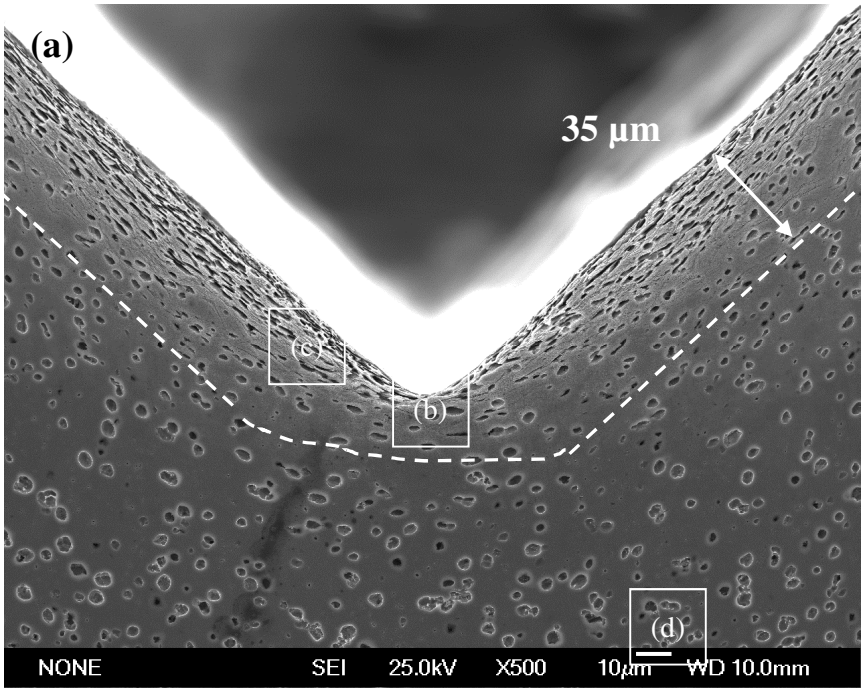
Figure A-20 – (a) Courbes de mise en charge-décharge mesurées en fonction de la profondeur sous l'anomalie et (b) illustration des indentations réalisées au voisinage d'une anomalie

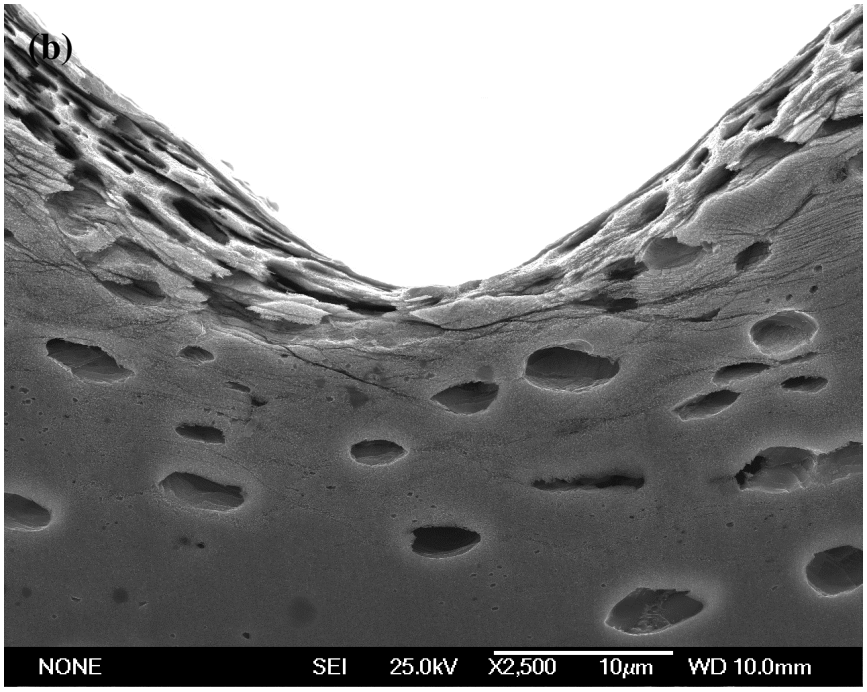
A.2.3.2. Impact des anomalies de type rayure

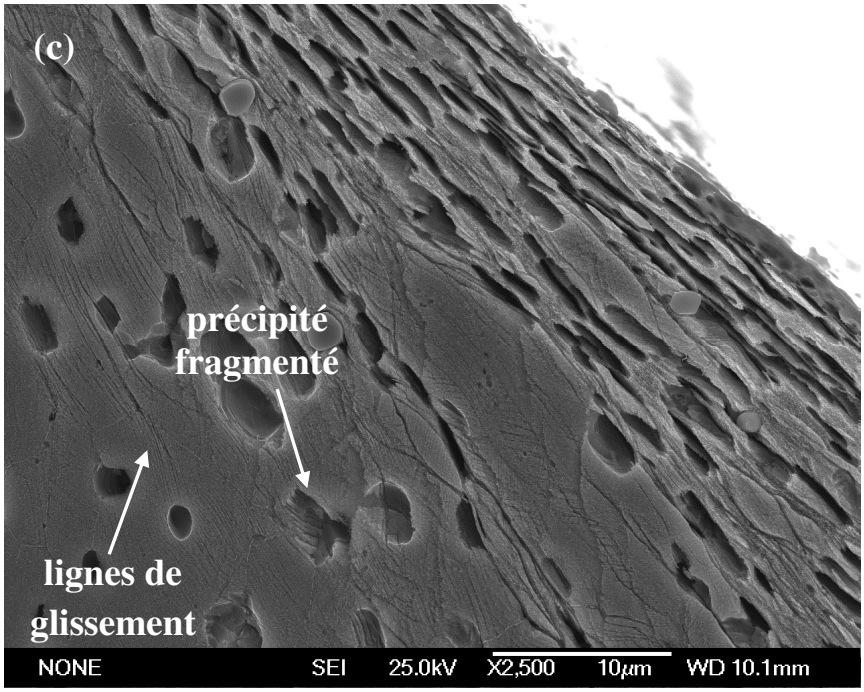
La **Figure A-21** présente la micrographie observée sous une anomalie de surface de type rayure de 150 µm de profondeur. Nous pouvons constater une déformation très importante de la microstructure sous cette anomalie. En effet, les grains et les précipités γ' ont subi un écrasement sur une zone d'environ 35 µm d'épaisseur, sur les bords de la rayure. Au fond de celle-ci, la zone écrouie paraît plus petite, environ 15 µm de profondeur[1]. Sachant que les précipités γ' primaires se situent principalement aux joints de grains, il est aisé de voir que la rayure a fortement affecté la microstructure du matériau à son voisinage. Nous relevons également une activité plastique intense avec la présence de nombreuses lignes de glissement et de précipités fragmentés sur les bords de la rayure, comme le montre la **Figure A-21-c**.

La délimitation de la zone affectée se fait ici de manière visuelle et est purement qualitative. Ainsi, dès lors que nous n'observons plus de grains déformés ou de marqueurs de plasticité, nous considérons que la zone n'est plus affectée. En effet, au-delà de cette limite plus aucune activité plastique n'est mise en évidence par les observations, comme nous pouvons le voir en **Figure A-21-d**. Toutefois, ceci ne permet aucunement de conclure quant à l'absence d'écrouissage dans cette zone. Une analyse EBSD aurait ainsi pu être réalisée afin d'avoir accès à une information quantitative quant à la profondeur affectée par l'écrouissage introduit lors de la création de la rayure ainsi qu'à la déformation de la microstructure : écrasement et rotation des grains.

[1] Les observations ont été réalisées uniquement sur une seule rayure.


(a)
35 µm
(c)
(b)
(d)
NONE SEI 25.0kV X500 10µm WD 10.0mm


(b)
NONE SEI 25.0kV X2,500 10µm WD 10.0mm



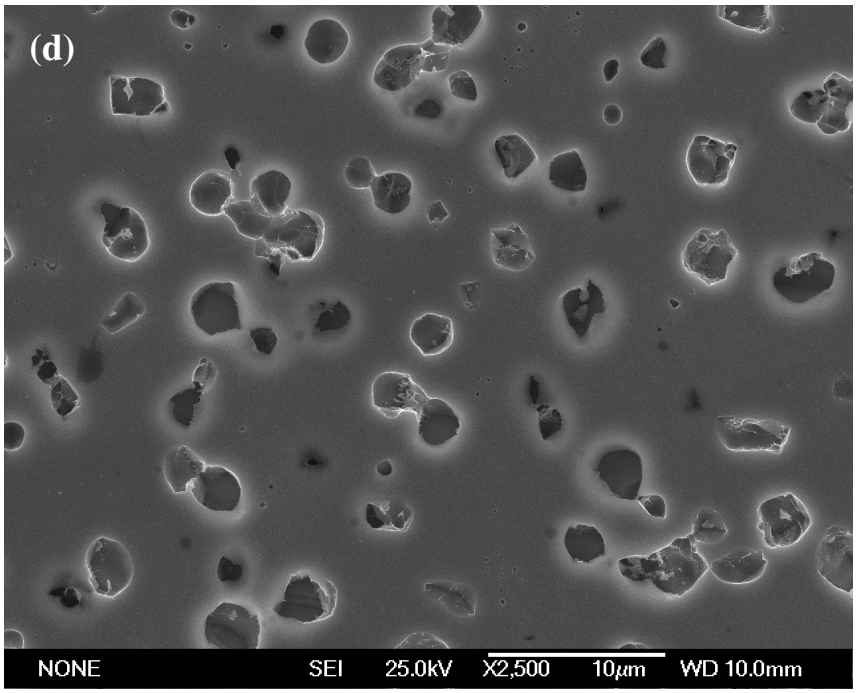


Figure A-21 – Observation de la microstructure sous une rayure de 150 µm après attaque chimique

L'évaluation de la dureté locale d'un matériau est une méthode classique d'estimation de l'écrouissage. La **Figure A-22** présente une cartographie des mesures d'ultra-microdureté HV sous une rayure de 150 µm de profondeur. Toutes les mesures ont été normées par la dureté de référence de l'échantillon, mesurée au centre de ce dernier loin de l'anomalie, dans le but de pouvoir, par la suite, comparer les résultats avec l'anomalie de type choc.

Nous constatons la présence d'une zone fortement écrouie sur les bords de la rayure d'une épaisseur de 200 µm et d'environ 100 µm sous la rayure. Le fort écrouissage sur les

bords de la rayure s'explique par le fait que lors de sa création un repoussement de matière a lieu sur les côtés. Une fois cette zone de duretés plus élevées dépassée, la dureté semble s'équilibrer et paraît peu affectée. **Zhao et al., 2009** ont également pu montrer que l'introduction d'une rayure occasionnait l'apparition de zones de duretés plus élevées sur les bords et au fond de la rayure. Cependant, ils ont également mis en évidence une zone à dureté plus douce en surface ; ce qui ne semble pas être notre cas. La dureté plus élevée en surface que nous observons peut s'expliquer par la nature du matériau qui n'est pas la même mais également par le mode d'introduction. En effet, lors de l'usinage de la rayure un fort repoussement de matière a lieu créant au passage l'apparition d'un bourrelet en surface qui pourrait alors affecter la dureté du matériau.

Dans tous les cas, les mesures d'ultra-microdureté confirment les observations microscopiques réalisées ; il existe un écrouissage important au voisinage de la rayure. Elles permettent également de quantifier la zone affectée avec précision et confirment, de plus, que l'absence de marqueurs de plasticité sur nos micrographies ne signifie pas une absence d'écrouissage. En effet, nous venons de voir que les marqueurs de plasticité observables sur les micrographies s'étendaient jusqu'à une profondeur de 35 µm sur les bords de la rayure. Toutefois, comme nous n'avons pas distingué écrouissage (déformation plastique) et contraintes résiduelles (déformation élastique), à l'aide des méthodes précédemment décrites, il nous est difficile d'affirmer ou d'infirmer la non présence d'écrouissage et par conséquent l'influence des contraintes résiduelles seules sur la réponse du matériau à une indentation.

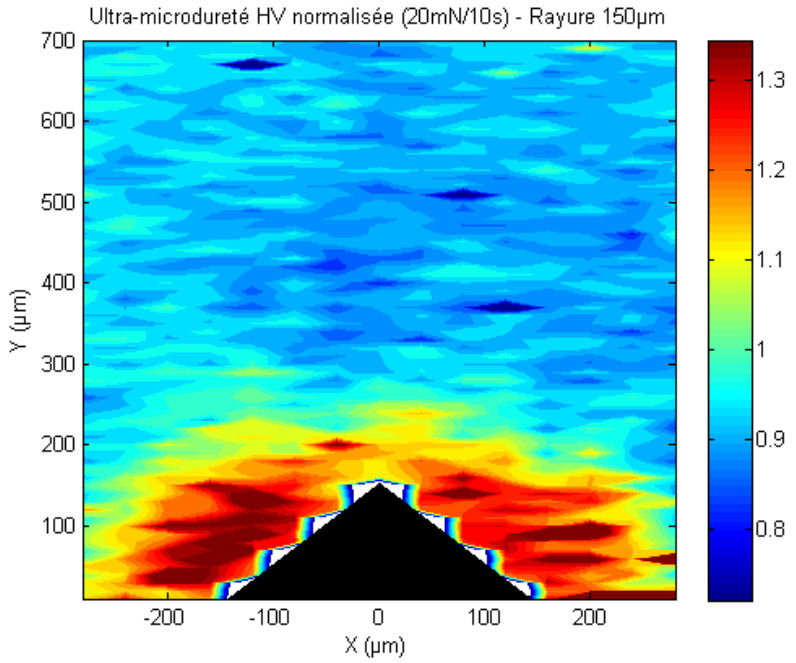


Figure A-22 – Cartographie des mesures d'ultra-microdureté HV normées sous une rayure de 150 µm

A.2.3.3. Impact des anomalies de type choc

Les chocs dynamiques issus de l'impact de corps étrangers à très haute vitesse génèrent un endommagement important de la microstructure. Plusieurs auteurs, tels que

Spanrad et Tong, 2011 ont déjà pu étudier l'influence de ce FOD sur la microstructure avoisinante dans un alliage de titane Ti64. Ils observent ainsi la présence de micro-entailles, de bandes de cisaillement et de perte de matière pouvant être nocifs pour la tenue en fatigue de l'alliage. La **Figure A-23** présente quelques-unes de leurs observations après l'impact d'un cube à 200 m/s.

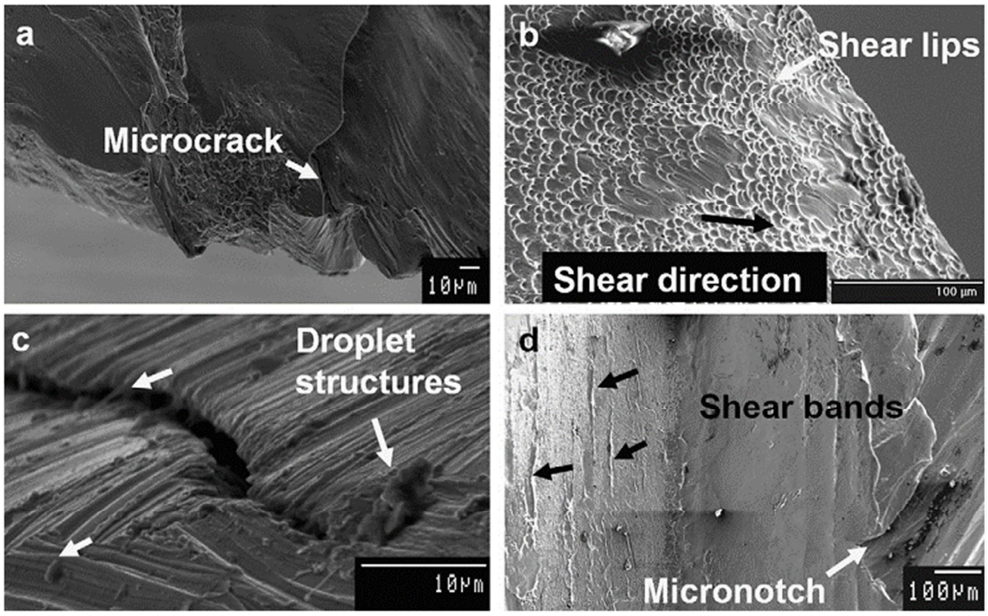
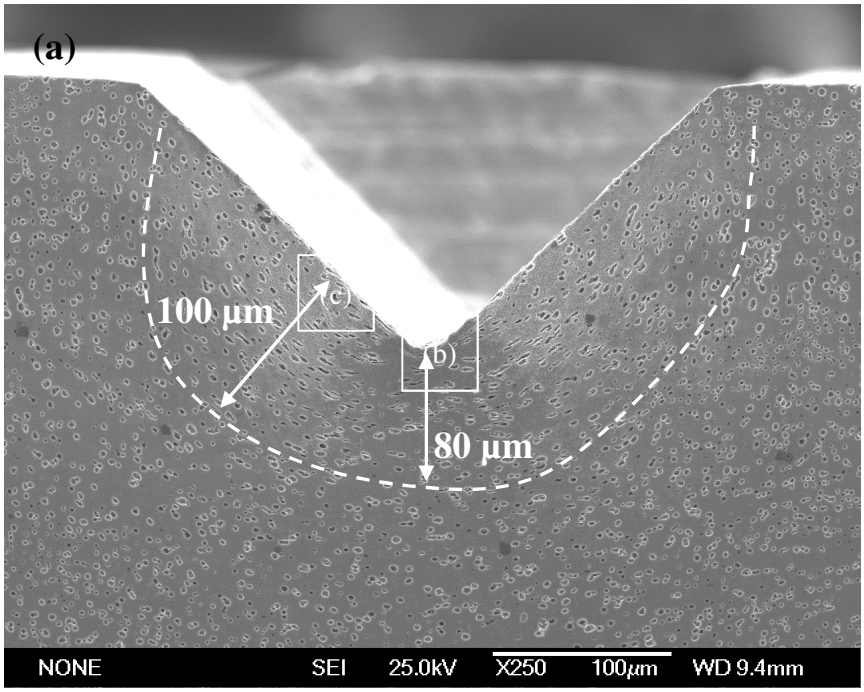
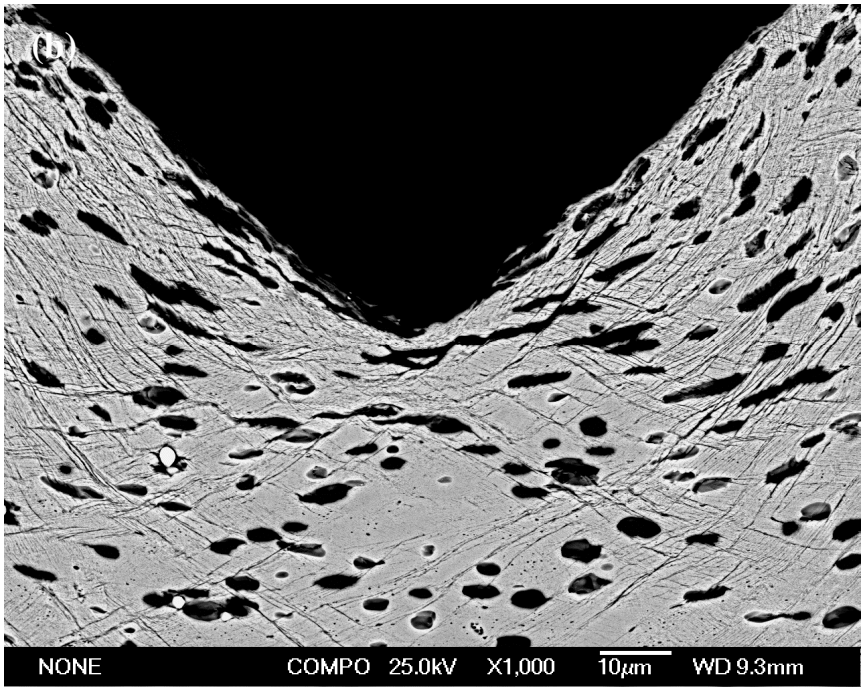


Figure A-23 – Endommagement microstructural sous un choc dynamique : (a) microfissure en surface, (b) bandes de cisaillement sur les bords, (c) modification de microstructure suite à la chaleur générée par l'impact, (d) bandes de cisaillement intenses et micro-entaille en fond d'entaille (Spanrad et Tong, 2011)

Les anomalies de surface de type choc de maintenance génèrent également une déformation importante de la microstructure. En effet, comme le montre la **Figure A-24**, la zone écrouie s'étend de 100 µm à 120 µm d'épaisseur sur les bords du choc et d'environ 80 µm à 100 µm au fond de ce dernier[2]. La micrographie réalisée à l'aide des électrons rétrodiffusés au MEB-FEG permet de bien mettre en évidence l'écrouissage du matériau par la présence de nombreuses lignes de glissement et de précipités cisaillés (**Figure A-24-b**). Nous pouvons notamment distinguer au fond du choc une zone très affectée s'apparentant à une microfissure. Il s'agirait en réalité d'un amas de précipités γ' écrasés et cisaillés par l'introduction de l'outil.

[2] Les observations ont été réalisées sur trois chocs.


(a)
100 µm
(c)
(b)
80 µm
NONE SEI 25.0kV X250 100µm WD 9.4mm


(b)
NONE COMPO 25.0kV X1,000 10µm WD 9.3mm

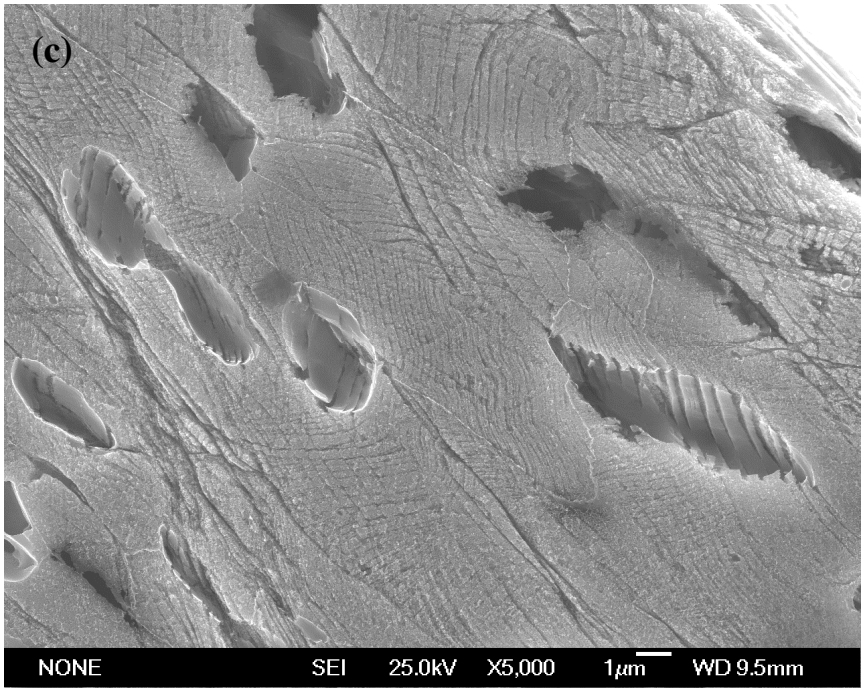


Figure A-24 – Observation de la microstructure sous un choc de 150 µm après attaque chimique

La **Figure A-25** présente une cartographie des mesures d'ultra-microdureté HV sous un choc de 150 µm de profondeur. En comparaison avec les rayures, nous pouvons constater une zone semblant moins écrouie sur les bords du choc. Cependant, la zone affectée est plus importante avec une épaisseur d'environ 350 µm sur les bords et d'environ 200 µm directement sous le choc. Là encore, l'écrouissage plus important sur les bords du choc peut s'expliquer par le repoussement de matière qui se produit lors de sa création. La dureté semble moins importante au-delà de cette zone, probablement synonyme d'une zone en compression.

Les mesures d'ultra-microdureté confirment une nouvelle fois les observations microscopiques réalisées. Ces dernières avaient montré que la zone écrouie était plus importante que celle des rayures. Il semblerait que cette analyse de dureté mène à des conclusions similaires bien que les profondeurs affectées soient différentes.

Nos mesures nous indiquent donc la présence d'une zone écrouie au voisinage du choc sans distinction possible entre contraintes résiduelles et écrouissage du matériau. Afin de pouvoir séparer les deux phénomènes, nous aurions pu envisager l'utilisation d'une calibration numérique comme ont pu le faire **Li et al., 2014**. Le principe consiste à simuler des indentations instrumentées dans un champ précontraint par la méthode des éléments finis. Par comparaison avec une réponse de mise en charge-décharge expérimentale, il est ainsi possible d'évaluer le niveau de contraintes résiduelles et d'écrouissage « pur ». Cependant, cette méthode est assez lourde de mise en œuvre et nécessitera tout de même un recalage expérimental avec une technique de mesure n'évaluant que les contraintes résiduelles (diffraction des rayons X par exemple). **Zabeen et al., 2013** ont par exemple montré à l'aide de mesures par diffraction des rayons X synchrotron, la présence de contraintes résiduelles de

compression au fond d'un choc dynamique, ayant également un profil en V, et de contraintes résiduelles de traction sur ces bords.

Bien que produisant une géométrie identique, les méthodes d'introduction génèrent deux états initiaux différents. Des zones fortement déformées et écrouies sont observées sous les deux types d'anomalies. Les essais de fissuration devraient donc nous permettre d'évaluer l'influence, ou non, de cette différence sur l'amorçage et la micro-propagation de fissures à partir d'anomalies de surface de type rayure et de type choc.

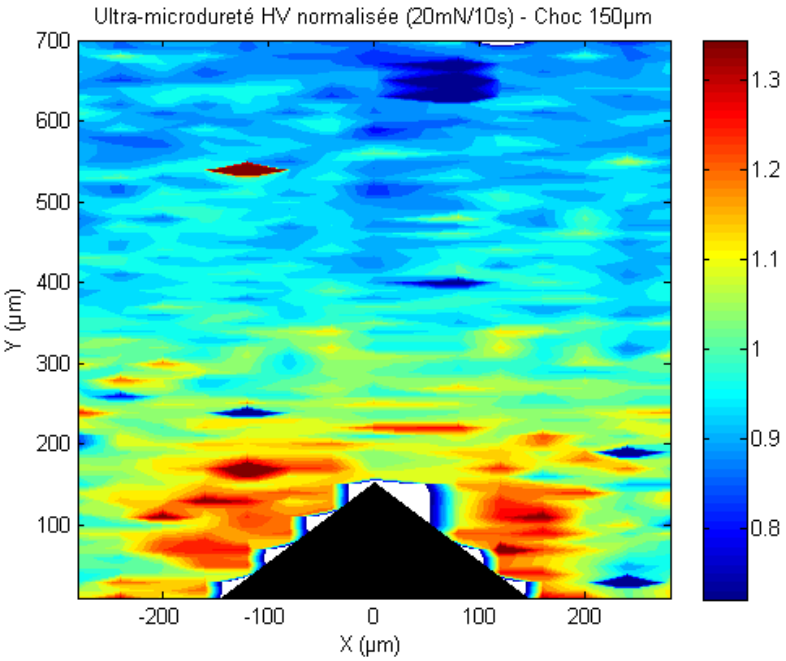


Figure A-25 – Cartographie des mesures d'ultra-microdureté HV normées sous un choc de 150 µm

Résumé :

Le René 65 est un superalliage à base nickel durci par précipitation. Il est composé de deux phases : la matrice γ et la phase durcissante γ'. La taille de grains est fine et comprise entre 5 µm et 10 µm. Des essais de fatigue oligocyclique ont permis de montrer la présence d'un faible écrouissage isotrope à 400°C et d'un adoucissement cyclique à 700°C. Afin de simplifier l'identification d'une loi de comportement, l'écrouissage isotrope a été négligé et seul l'écrouissage cinématique a été modélisé.

Deux types d'anomalies de surface représentatives de la flotte ont été choisis. Il s'agit des rayures et des chocs. Afin de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles, les deux anomalies possèdent le même profil en V. Une caractérisation dimensionnelle ainsi qu'un calcul élastique montrent que nous avons bien une anomalie de type rayure et une anomalie de type choc ayant une géométrie identique et par conséquent un même profil de contrainte associé à l'effet d'entaille.

Deux anomalies à géométrie régulière, semi-circulaires et semi-elliptiques, permettront d'étudier le comportement du matériau, peu affecté sur une longue distance par les contraintes résiduelles, en fissuration et de retrouver les lois de propagation du matériau.

En ce qui concerne l'impact de l'introduction des anomalies de surface, de forts signes de plasticité ont été observés sous ces dernières : écrasement des grains, fragmentation des précipités, lignes de glissement. Des mesures d'ultra-microdureté ont également permis d'évaluer les zones affectées. A l'instar des observations faites sur la microstructure, les mesures d'ultra-microdureté montrent une zone affectée plus importante sous les chocs. En conclusion, nous avons deux anomalies de surface de même géométrie mais possédant un état microstructural et d'écrouissage différent, ce qui nous permettra d'évaluer l'impact de ce champ hétérogène sur la propagation.

Bibliographie

Alexandre, F., 2004. Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage Inco 718. Mémoire de thèse, 2004, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Boyd-Lee, A.., 1999. Fatigue crack growth resistant microstructures in polycrystalline Ni-base superalloys for aeroengines. Int. J. Fatigue 21, 393–405.

Carlsson, S., Larsson, P.-L., 2001. On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing: Part II: experimental investigation. Acta Mater. 49, 2193–2203.

Chen, X., Hutchinson, J.W., 2002. Particle impact on metal substrates with application to foreign object damage to aircraft engines. J. Mech. Phys. Solids 50, 2669–2690.

Cini, A., Irving, P.E., 2010. Transformation of defects into fatigue cracks; the role of Kt and defect scale on fatigue life of non-pristine components. Fatigue 2010 2, 667–677.

Doremus, L., 2014. Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. Mémoire de thèse, 2014, ISAE-ENSMA.

Findley, K.O., Saxena, A., 2006. Low cycle fatigue in Rene 88DT at 650 C: crack nucleation mechanisms and modeling. Metall. Mater. Trans. A 37, 1469–1475.

Gabb, T.P., Gayda, J., Telesman, J., Ghosn, L.J., Garg, A., 2013. Factors influencing dwell fatigue life in notches of a powder metallurgy superalloy. Int. J. Fatigue 48, 55–67.

Gopinath, K., Gogia, A.K., Kamat, S.V., Balamuralikrishnan, R., Ramamurty, U., 2009. Low cycle fatigue behaviour of a low interstitial Ni-base superalloy. Acta Mater. 57, 3450–3459.

Goto, M., Knowles, D.M., 1998. Initiation and propagation behaviour of microcracks in Ni-base superalloy Udimet 720 Li. Eng. Fract. Mech. 60, 1–18.

Jackson, M.P., Reed, R.C., 1999. Heat treatment of UDIMET 720Li: the effect of microstructure on properties. Mater. Sci. Eng. A 259, 85–97.

Lee, Y.-H., Kwon, D., 2004. Estimation of biaxial surface stress by instrumented indentation with sharp indenters. Acta Mater. 52, 1555–1563.

Lerch, B.A., Jayaraman, N., Antolovich, S.D., 1984. A study of fatigue damage mechanisms in Waspaloy from 25 to 800°C. Mater. Sci. Eng. 66, 151–166.

Li, Y.G., Kanoute, P., François, M., 2014. Characterization of Residual Stresses and Accumulated Plastic Strain Induced by Shot Peening through Simulation of Instrumented Indentation. In: Advanced Materials Research. Trans Tech Publ, pp. 367–372.

Luo, J., Bowen, P., 2004. Small and long fatigue crack growth behaviour of a PM Ni-based superalloy, Udimet 720. Int. J. Fatigue 26, 113–124.

Miller, K., 1987. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part I—a review of two recent books. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 10, 75–91.

Onofrio, G., Osinkolu, G.A., Marchionni, M., 2004. Effects of loading waveform on fatigue crack growth of Udimet 720 Li superalloy. Int. J. Fatigue 26, 203–209.

Pang, H.T., Reed, P.A.S., 2007. Microstructure effects on high temperature fatigue crack initiation and short crack growth in turbine disc nickel-base superalloy Udimet 720Li. Mater. Sci. Eng. A 448, 67–79.

Pang, H.T., Reed, P.A.S., 2008. Effects of microstructure on room temperature fatigue crack initiation and short crack propagation in Udimet 720Li Ni-base superalloy. Int. J. Fatigue 30, 2009–2020.

Pearson, S., 1975. Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. Eng. Fract. Mech. 7, 235–247.

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. Metall. Mater. Trans. A 31, 1571–1583.

Pineau, A., 1986. Short fatigue crack behavior in relation to three-dimensional aspects. Small Fatigue Cracks 191–211.

Pineau, A., Antolovich, S.D., 2009. High temperature fatigue of nickel-base superalloys – A review with special emphasis on deformation modes and oxidation. Spec. Issue Honouring Profr. Man. Elices Occas. His 70th Birthd. 16, 2668–2697.

Sansoz, F., 2000. Propagation des petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18. Mémoire de thèse, 2000, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Spanrad, S., Tong, J., 2011. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens. Mater. Sci. Eng. A 528, 2128–2136.

Stoltz, R.E., Pineau, A.G., 1978. Dislocation-precipitate interaction and cyclic stress-strain behavior of a γ' strengthened superalloy. Mater. Sci. Eng. 34, 275–284.

Suresh, S., 1998. Fatigue of materials. Cambridge university press.

Suresh, S., Giannakopoulos, A.E., 1998. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation. Acta Mater. 46, 5755–5767.

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. Mater. Sci. Eng. A 560, 518–527.

Zhao, Y.X., Irving, P.E., Cini, A., 2009. Hardness environments around fatigued scratches in clad and unclad 2024 T351 aluminium alloy. Mater. Sci. Eng. A 500, 16–24.

Chapitre B :

Propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

Chapitre B
Propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

B.1. DEMARCHE EXPERIMENTALE 90

B.1.1 DESCRIPTION DES ESSAIS REALISES 90

B.1.1.1. Conditions de sollicitation 90

B.1.1.2. Zones de prélèvement 91

B.1.1.3. Eprouvettes et anomalies de surface 93

B.1.1.4. Procédure expérimentale 94

B.1.2 MESURE DE LA DIFFERENCE DE POTENTIEL 96

B.1.2.1. Principe 96

B.1.2.2. Amélioration de la technique du suivi de potentiel 98

B.2. RESULTATS EXPERIMENTAUX 104

B.2.1 DUREES DE VIE 104

B.2.1.1. Influence du type d'anomalie 105

B.2.1.2. Influence de la profondeur 107

B.2.1.3. Influence du niveau de contrainte appliqué 108

B.2.1.4. Influence de la température 108

B.2.2 AMORÇAGE 109

B.2.2.1. Définition du critère d'amorçage 109

B.2.2.2. Durées de vie à l'amorçage 110

B.2.2.2.1. Anomalies de type maintenance 110

B.2.2.2.2. Anomalies à géométrie régulière 112

B.2.2.3. Sites d'amorçage 113

B.2.2.3.1. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type rayure 113

B.2.2.3.2. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type choc 118
B.2.2.3.3. Analyse de l'amorçage pour les anomalies à géométrie régulière..... 121
B.2.3 PROPAGATION ET RUPTURE 122
B.2.3.1. Vitesses de propagation..... 122
B.2.3.1.1. Exploitation et validation des mesures de potentiel..... 122
B.2.3.1.1.1. Détermination de la courbe de calibration..... 122
B.2.3.1.1.2. Exploitation des mesures de potentiel 126
B.2.3.1.1.3. Validation de la méthode de dépouillement 128
B.2.3.1.2. Analyse des vitesses de propagation..... 131
B.2.3.1.2.1. Influence du type d'anomalie 131
B.2.3.1.2.2. Influence du niveau de contrainte appliqué..... 133
B.2.3.1.2.3. Influence de la température 133
B.2.3.2. Analyse fractographique 134
B.2.4 CARACTERISATION DE L'EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES..... 142
B.2.4.1. Relaxation des contraintes résiduelles par traitement thermique 142
B.2.4.2. Influence du traitement thermique sur les différentes phases de la propagation.... 145
B.2.4.2.1. Analyse des durées de vie avec et sans contraintes résiduelles 145
B.2.4.2.2. Amorçage..... 146
B.2.4.2.3. Propagation 149
B.2.5 SYNTHESE GENERALE DE L'ANALYSE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX 151
BIBLIOGRAPHIE..... 157

Propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

Dans ce chapitre, nous présenterons la démarche expérimentale mise en place : les éprouvettes, les conditions de sollicitation ainsi que les améliorations apportées à la technique du suivi de la différence de potentiel. Enfin, les résultats expérimentaux et des *scenarii* de propagation de fissures à partir d'anomalies de surface seront présentés. Cette campagne expérimentale nous permettra de répondre à plusieurs questions : Quel est le rôle des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures ? Quel est le rôle de la géométrie de l'anomalie de surface sur la morphologie du front de fissure ? Quelle est la part d'amorçage dans le domaine de durée de vie évalué ? Les réponses à ces questions permettront de déterminer le type et les paramètres à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissures, s'amorçant au fond d'anomalies de surface de type rayure et choc.

B.1. Démarche expérimentale

B.1.1 Description des essais réalisés

B.1.1.1. Conditions de sollicitation

Les conditions de sollicitation ont été choisies dans le but de couvrir l'ensemble du domaine de fonctionnement du disque de turbine basse pression du moteur LEAP. Pour cela, une analyse numérique par éléments finis a été menée par Snecma afin de caractériser les niveaux de contraintes et températures atteints dans les 4 disques de la turbine. Les résultats de cette analyse sont tracés sur la **Figure B-1**, représentant l'évolution de la contrainte de *von Mises*, affectée du signe de la trace du tenseur des contraintes, en fonction de la température maximale. Cette contrainte équivalente signée donne ainsi une indication quant à la nature de la sollicitation (traction ou compression). Trois zones distinctes peuvent être identifiées :

- Une zone alésage à une température comprise entre 400°C à 450°C et autour d'une contrainte de 800 MPa. Cette zone est sollicitée à rapport de charge nul.
- Une zone bride autour de 400 MPa et à des températures de l'ordre de 575°C. Cette zone est sollicitée à rapport de charge nul voire légèrement négatif.
- Une zone dent de disque à des températures supérieures à 600°C et à de faibles contraintes. Cette zone est sollicitée à rapport de charge négatif.

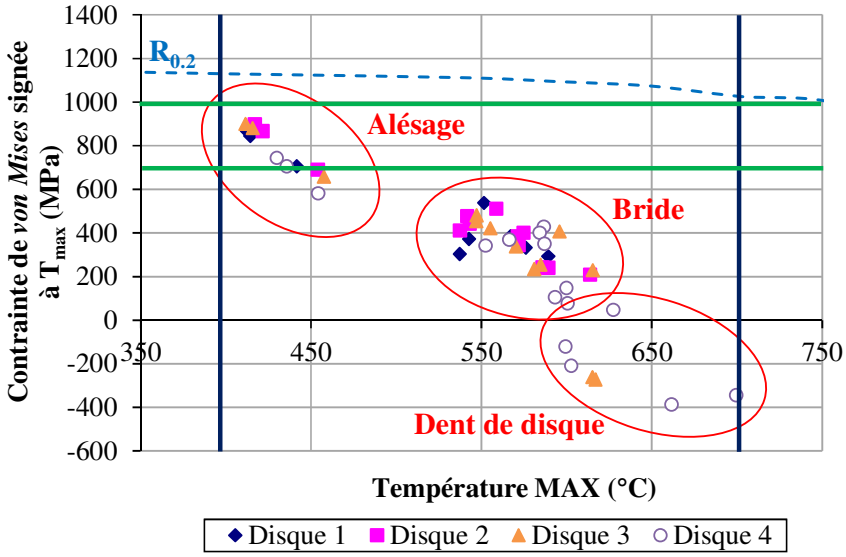


Figure B-1 – Contrainte équivalente de *von Mises* signée en fonction de la température maximale sur les 4 étages de la turbine basse pression du moteur LEAP

Bien que le fluage ne soit pas à négliger dans les dents de disque, le disque est quant à lui principalement dimensionné en fatigue. Ainsi, dans le but de couvrir l'ensemble du domaine de sollicitations, deux contraintes maximales de 700 MPa et 1 000 MPa et un rapport de charge de 0,05 ont été choisis. Les essais seront menés à deux températures : la température de la zone alésage, soit 400°C, et une température plus élevée, 700°C. Ils seront effectués en force imposée à une fréquence de 2 Hz et suivant un cycle sinusoïdal. Dans le but de rester dans le domaine d'élasticité du matériau, seule la contrainte maximale de 700 MPa sera évaluée à 700°C. Snecma se chargera de compléter la matrice d'essais par d'autres conditions d'essais, types de chargement (fatigue-fluage) et pour d'autres profondeurs d'anomalies. Le **Tableau B-1** résume les différentes conditions de sollicitation fixées dans le cadre de cette thèse.

Température (°C)	σ_{max} (MPa)	R	Cycle	Fréquence (Hz)
400	700	0,05	sinus	2
400	1000	0,05		
700	700	0,05		

Tableau B-1 – Résumé des conditions de sollicitation évaluées

B.1.1.2. Zones de prélèvement

Les éprouvettes que nous avons testées sont issues d'un brut de forge de turbine basse pression en René 65. Les photographies de la **Figure B-2** montrent la position des ébauches, prélevées dans le sens tangentiel, dans un des blocs. Parmi ces ébauches, quatre sont issues de la zone alésage et quatre de la zone dent de disque. Toutefois, les micrographies réalisées dans le cadre des travaux de thèse d'*Aude Laurence* ont montré une distribution de la taille des précipités γ' secondaires légèrement différente entre les deux zones. Ainsi, la taille moyenne de ces précipités est d'environ 34 nm dans la zone alésage et 23,5 nm dans la zone dent de disque. Cette différence de taille est notamment responsable d'une différence de comportement en fluage ; la durée de vie de la zone alésage étant deux fois plus faible, pour

une contrainte appliquée de 800 MPa à 700°C (**Laurence et al., 2014**). Néanmoins, cette différence de taille des précipités γ' secondaires ne devrait pas trop influer sur le comportement à l'amorçage et en propagation, dans le domaine de durées de vie et pour le type de chargement (cycle sinusoïdal) étudiés. Les calculs numériques effectués précédemment ayant montré que la zone alésage était principalement sollicitée en fatigue, nous avons donc décidé de tester en majorité les éprouvettes issues de cette zone. Ainsi, nous conservons une microstructure de référence plus ou moins identique entre chaque essai.

Nous avons dû faire face à quelques complications lors de la phase de prélèvements. En effet, les traitements thermiques des premières élaborations de disques en René 65 n'étaient pas encore tout à fait maitrisés, et en particulier la phase de refroidissement. Lors de cette étape, nous avons constaté l'apparition de criques, comme l'illustre la **Figure B-3**. Lorsque ces criques étaient visibles, comme c'est le cas ici, les éprouvettes n'ont tout simplement pas pu être usinées. Toutefois, quelques éprouvettes ayant pu être usinées ont montré une rupture très rapide, due à la présence de criques de refroidissement à cœur, non observables à l'aide du ressuage. Ces éprouvettes n'ont évidemment pas été prises en compte dans l'analyse. Par la suite, un autre lot matière dépourvu de criques a été utilisé ; ce sont donc deux lots matières différents qui ont été employés dans le cadre de cette étude.

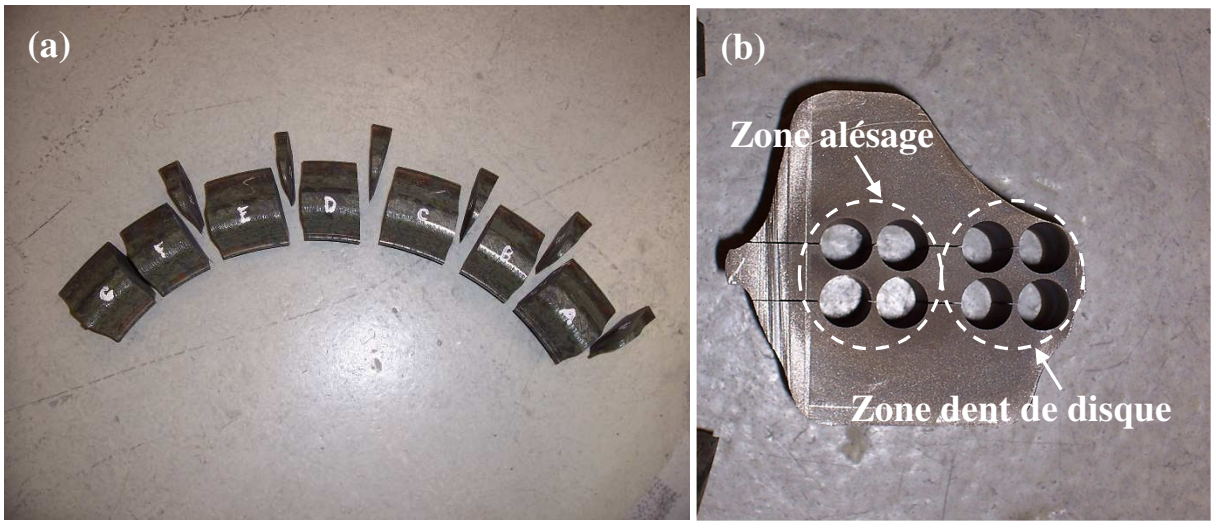


Figure B-2 – (a) Photographies des zones de prélèvement ; vue du disque découpé et (b) vue de profil d'un bloc

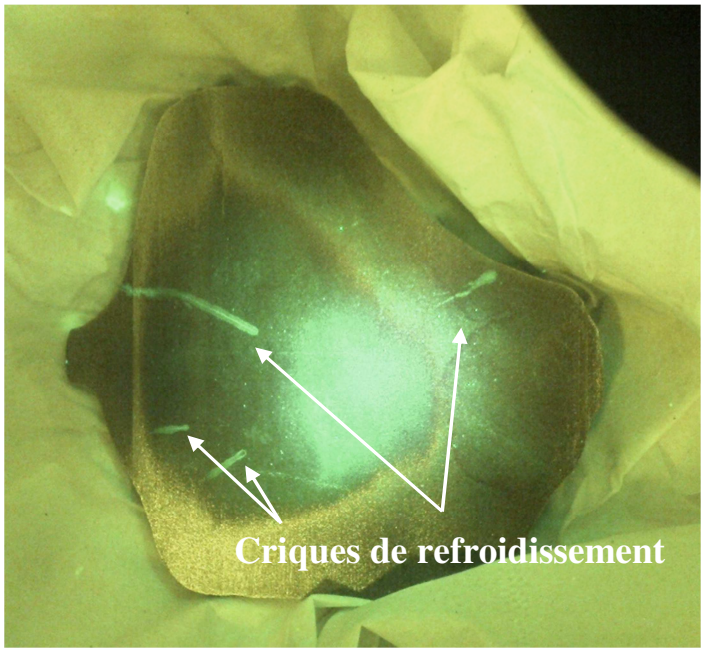


Figure B-3 – Observation de fissures de refroidissement sur un bloc découpé à l'aide de la technique de ressuage

B.1.1.3. Eprouvettes et anomalies de surface

Afin d'étudier la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface, des éprouvettes à section rectangulaire ont été utilisées. La zone utile possède une largeur de 8,3 mm et une épaisseur de 3,5 mm. La section rectangulaire présente l'avantage d'avoir des surfaces planes qui facilitent la fabrication des anomalies de surface. De plus, la longueur utile de 22 mm permet l'introduction de deux anomalies de surface, une sur chaque face. Le plan de l'éprouvette utilisée est décrit en **Figure B-4**.

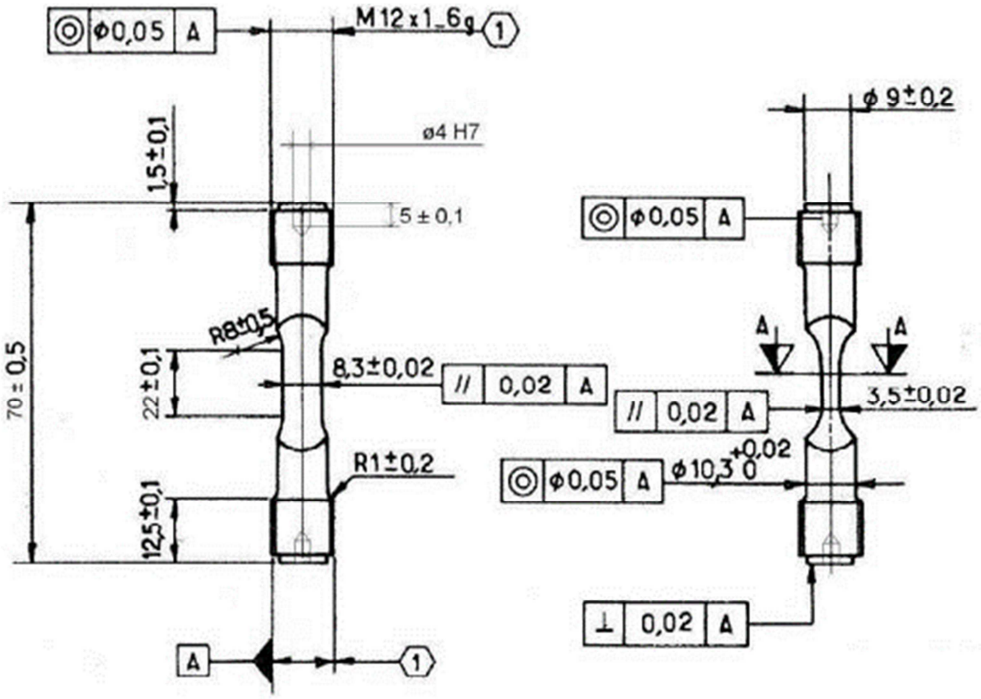


Figure B-4 – Plan de l'éprouvette à section rectangulaire utilisée

Contrairement à l'état de surface rencontré en service, les éprouvettes testées n'ont subi aucun grenaillage. En effet, le grenaillage introduirait un champ de contraintes résiduelles qui se superposerait au champ mécanique hétérogène créé par l'anomalie. Il serait alors compliqué de pouvoir découpler les effets des deux champs. Par conséquent, la partie utile de l'éprouvette a simplement été rectifiée dans le sens longitudinal.

Les anomalies de surface ont par la suite été introduites suivant la méthode de fabrication détaillée dans le **Chapitre A**, et selon la configuration présentée en **Figure B-5**. Ainsi, deux anomalies de surface sont présentes, une sur chaque face, espacées de 6 mm. Cette distance permet de limiter l'interaction entre les champs mécaniques en pointe de fissure, pouvant s'amorcer au fond de chacune des anomalies. De plus, cette configuration facilite la mise en place de la méthode du suivi électrique, et notamment le soudage des fils de potentiel.

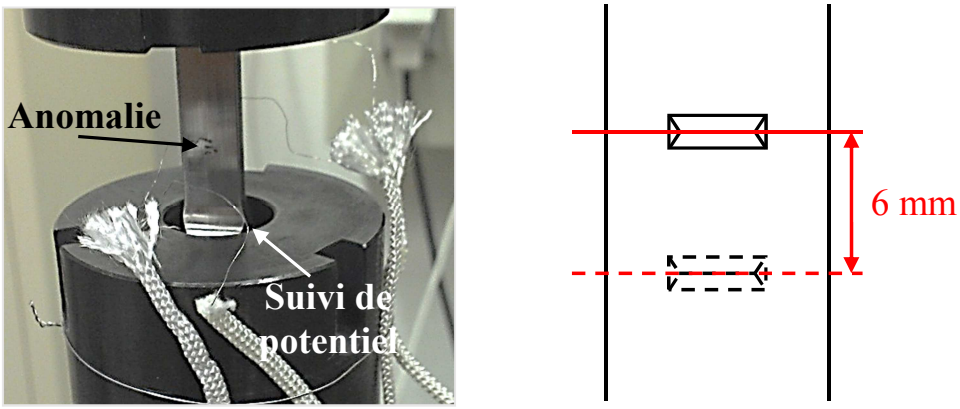
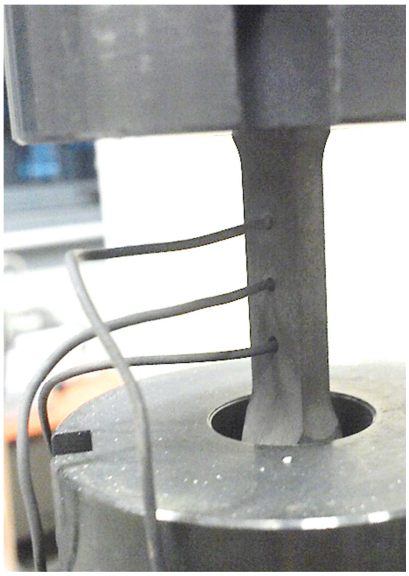


Figure B-5 – Configuration géométrique de la position des anomalies de surface

B.1.1.4. Procédure expérimentale

Les essais de fissuration ont été conduits en force imposée et effectués sur une machine de fatigue servo-hydraulique, MTS 810, de capacité 100 kN. Avant chaque campagne expérimentale, le réglage du PID (Proportionnel, Intégrale, Dérivée) est effectué et l'alignement de la ligne d'amarrage vérifié. Le maintien en température est assuré par un four à résistance préalablement étalonné afin que la température au cœur de l'éprouvette soit celle désirée. Pour ce faire, trois thermocouples ont été disposés le long de la zone utile et placés à cœur, comme le montre la **Figure B-6**. Ainsi, nous avons constaté un décalage de 4°C entre la température de consigne du four et la température à cœur.

(a)

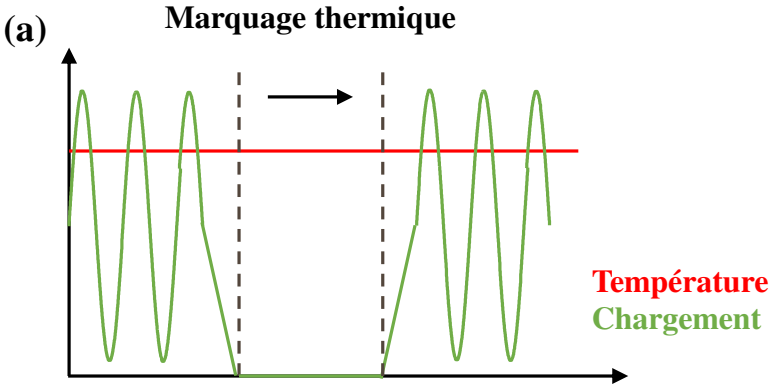


(b)

Temp. à cœur (°C)	Temp. de consigne (°C)
400	404
700	704

Figure B-6 – (a) Disposition des thermocouples pour la calibration du four et (b) résultats

Afin de corréler les valeurs de potentiel et les longueurs de fissure mesurées *post-mortem*, et afin d'avoir une information sur la morphologie des fronts de fissure, la technique des marquages thermiques a été employée. Le principe consiste à laisser l'éprouvette en température (celle de l'essai), à charge nulle, pendant une certaine durée, allant de une à trois heures. Sous l'effet de la température, une couche d'oxyde va venir se déposer en surface marquant alors le front de fissure. La teinte de ce marquage dépend fortement de la composition chimique du matériau, de la durée et de la température de maintien. Ainsi, à 400°C les marquages sont difficiles à effectuer et de teinte jaunâtre tandis qu'à plus haute température, le faciès étant majoritairement de couleur bleu, les marquages thermiques se repèrent plus aisément (**Figure B-7**). Il est bon de préciser également que la réalisation de ces marquages thermiques ne modifie en rien le comportement en propagation et la durée de vie de l'éprouvette. En effet, des essais effectués avec et sans marquages thermiques n'ont pas montré de différences notables sur les durées de vie obtenues (écart inférieur à 3%).



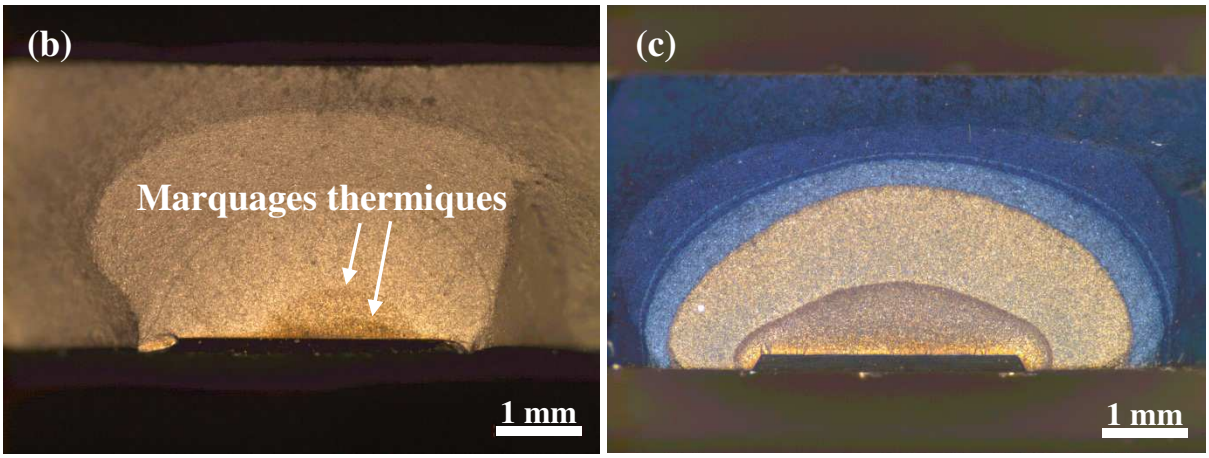


Figure B-7 – (a) Schéma de principe et (b) exemples de marquages thermiques à 400°C / 1 000 MPa et (c) 700°C / 700 MPa à rapport de charge de 0,05

B.1.2 Mesure de la différence de potentiel

B.1.2.1. Principe

Afin de suivre la propagation de fissures s'amorçant au fond des anomalies de surface, la technique du suivi électrique a été employée. Cette méthode permet de suivre en temps réel la propagation d'une fissure, de l'amorçage jusqu'à la rupture. Le principe consiste à faire passer un courant dans l'éprouvette et à mesurer la différence de potentiel à l'aide de fils électriques, soudés de part et d'autre d'une fissure. Plus la fissure se propage, plus la section non fissurée de l'éprouvette diminue et par conséquent plus le potentiel augmente. Une fois le potentiel mesuré, l'utilisation d'une courbe de calibration permet de remonter à la profondeur de fissure. L'identification de cette courbe de calibration sera abordée plus tard dans ce chapitre. Il existe deux principales techniques de mesure de la différence de potentiel : la méthode *ACPD* pour *Alternative Current Potential Drop* et la méthode *DCPD* pour *Direct Current Potential Drop*.

Ces techniques ne mesurent pas les mêmes quantités électriques et présentent des avantages et des inconvénients. Ainsi, la méthode *DCPD* consiste à injecter un courant continu dans l'éprouvette et mesure la variation de résistance électrique. La méthode *ACPD* consiste, quant à elle, à introduire un courant alternatif et à mesurer une variation d'impédance (**Sposito, 2009**). Le courant injecté étant constant, c'est donc la variation de la résistance électrique et de l'impédance qui occasionne l'augmentation de la différence de potentiel, au cours de l'endommagement. La méthode *ACPD* fournit, généralement, une évolution linéaire de la différence de potentiel en fonction de la profondeur de fissure, ceci rendant plus simple l'identification d'une courbe de calibration. Elle est également théoriquement plus sensible que la méthode *DCPD*. En effet, en raison des effets de peau pour lesquels le courant alternatif reste concentré sous la surface du matériau, la méthode *ACPD* nécessite d'introduire le courant au plus près de la fissure. A l'inverse, la méthode *DCPD* nécessite d'injecter le courant le plus loin possible, afin que ce dernier soit uniforme dans l'éprouvette. Cette dernière peut engendrer, également, des phénomènes thermoélectriques importants. En effet, sous l'action du courant continu, des phénomènes d'échauffement

peuvent se produire et perturber le signal mesuré. C'est pourquoi l'utilisation d'un courant interrompu ou pulsé est nécessaire. De plus, si la méthode *DCPD* n'est utilisable que pour des essais de fatigue à faible fréquence, la méthode *ACPD* est quant à elle utilisable aussi bien à faible qu'à haute fréquence, grâce à la réponse rapide du signal alternatif. Dans tous les cas, ces deux techniques sont largement utilisées dans le cadre d'essais de fatigue. Elles permettent, par exemple, la mesure de fermeture d'une fissure (**Bachmann et Munz, 1979**), la détection et l'étude de la coalescence de fissures (**Tan et Chen, 2013**) ou bien tout simplement de mesurer l'avancée d'une fissure en mode I, lorsqu'un accès visuel est impossible (**Černý, 2004**).

Dans le cadre de cette étude, c'est la technique *DCPD* qui a été utilisée. Le choix de cette technique se justifie par sa facilité de mise en œuvre mais également par le fait que cette technique a déjà été mise en place au sein du laboratoire, dans le cadre des travaux de thèse de **Doremus, 2014**. Le dispositif de mesure est constitué d'un suiveur électrique multivoies, MPF4 08, de la marque Discaptelec, permettant l'introduction d'un courant continu par créneau de 1 A. Afin de mesurer la différence de potentiel, des fils de platine de 0,1 mm de diamètre sont soudés par point, de part et d'autre de l'anomalie de surface, à l'aide d'une pointe de 2 mm de diamètre. Dans le but d'avoir une meilleure précision et une plus grande reproductibilité sur le positionnement des fils de potentiel, des indentations Vickers sont réalisées à l'endroit précis où ces fils devront être soudés. Ainsi, sur l'ensemble des essais réalisés, les points de soudure ont été réalisés avec une précision d'environ 50 µm. La maîtrise des paramètres de soudure par point est essentielle. En effet, une puissance trop basse ne permettrait pas une bonne fixation des fils tandis qu'une puissance trop élevée occasionnerait une modification importante de la microstructure avoisinante, et pourrait constituer un site d'amorçage possible (**Černý, 2011**). Des analyses préliminaires ont permis de déterminer les paramètres optimaux pour le René 65. Ainsi, une puissance de 23 W/s avec un temps de décharge long d'une durée de 9 ms sont utilisés. Cette puissance nous permet d'éviter l'amorçage de fissures sous les points de soudure, tout en conservant une bonne fixation des fils de potentiel en température.

La mise en place de la technique *DCPD* a également requis de travailler sur l'isolation électrique des équipements, dans le but de limiter le bruit électrique. Ainsi, les lignes d'amarrage ont été isolées électriquement à l'aide de pièces en céleron et les fils de potentiel à l'aide de gaines tressées en fibres de silice. Enfin, une carte d'acquisition, d'une fréquence de 10 Hz et d'une précision de l'ordre du microvolt a été utilisée. Tout ceci nous permet de limiter le bruit de mesure à 1 mV ou 2 mV.

Il existe d'autres paramètres constituant des points fondamentaux dans l'obtention d'une mesure précise et fiable. **Doremus et al., 2015** ont ainsi montré, à l'aide de simulations numériques par éléments finis, l'influence de la position des points de mesure et de la morphologie du front de fissure sur la différence de potentiel, comme le montre la **Figure B-8**. En effet, ces calculs numériques indiquent que la sensibilité de la technique *DCPD* augmente lorsque la distance entre les fils de potentiel diminue. Ainsi, la disposition de fils de potentiels au plus près de l'anomalie de surface devrait permettre une détection de l'amorçage plus précise. L'évolution du front de fissure doit également être prise en compte

dans l'établissement d'une courbe de calibration fiable. Ceci met également en évidence l'influence de la surface fissurée sur la valeur de la différence de potentiel mesurée. Pour une profondeur de fissure donnée, plus la surface fissurée augmente plus la différence de potentiel augmente. Nous pouvons voir également que les auteurs norment les valeurs de potentiel par une valeur de référence, dans le but de s'affranchir de l'influence du matériau et des variations de conductivité électrique en fonction de la température.

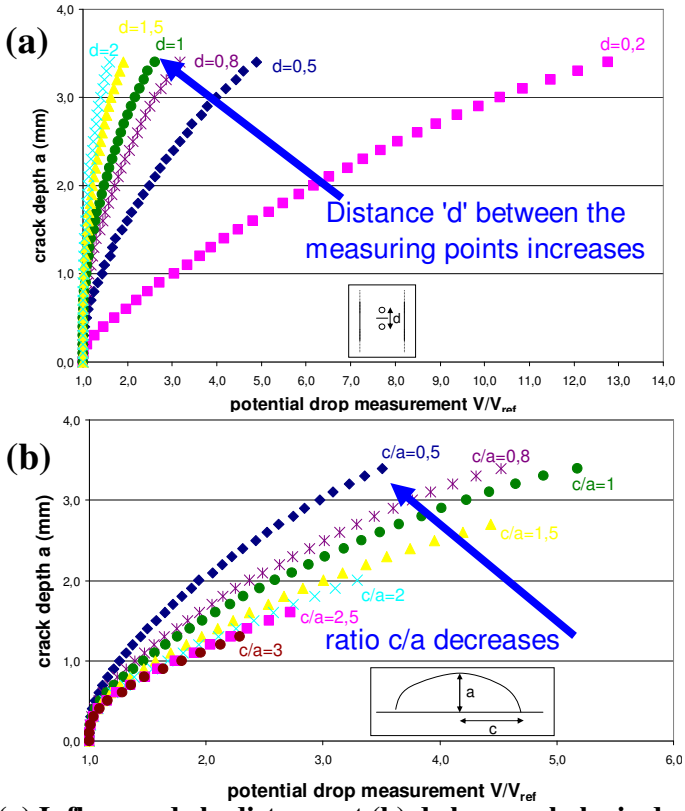


Figure B-8 – (a) Influence de la distance et (b) de la morphologie du front de fissure sur la différence de potentiel (Doremus et al., 2015)

B.1.2.2. Amélioration de la technique du suivi de potentiel

La précision du positionnement des fils de potentiel et la connaissance de l'évolution de la morphologie du front de fissure sont deux éléments majeurs influençant la mesure du potentiel. C'est dans ce contexte qu'un nouveau montage expérimental a été développé, présenté en **Figure B-9**.

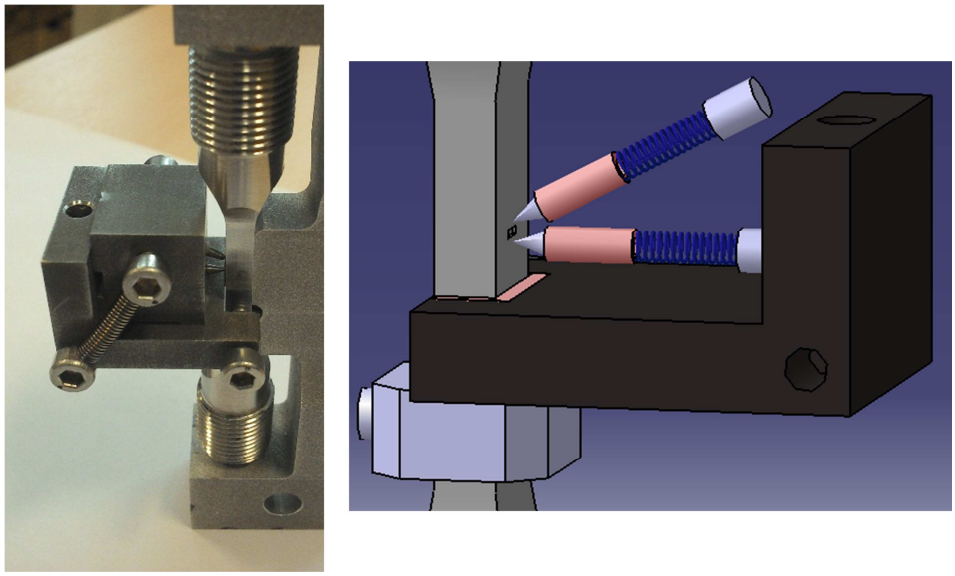


Figure B-9 – Vues 3D du dispositif de mesure de la différence de potentiel

L'utilisation de cet outil devait permettre de caractériser de manière plus précise les formes complexes de front de fissure et de détecter l'amorçage d'une fissure, en n'importe quel point, le long de l'anomalie. Pour cela, le dispositif devait se déplacer horizontalement et relever la différence de potentiel en continu, lors d'essais de fissuration à haute température. Il est constitué de deux pièces métalliques dont une est fixée à l'éprouvette à l'aide d'une vis de maintien. Dans la seconde pièce, deux pointes métalliques jouant le rôle d'électrodes, isolées par des tubes en céramique, sont introduites. Des ressorts placés à l'extrémité de ces tubes permettent de maintenir le contact entre les électrodes et l'éprouvette.

Baudin et Policella, 1979 ont développé un dispositif similaire pour l'étude de la propagation de fissures dans un alliage d'aluminium, AU2GN-T6. Le schéma de principe et un exemple de résultat sont donnés en **Figure B-10**. Le relevé de la différence de potentiel est réalisé, en continu, à l'aide d'un palpeur à double contact, dont la translation est pilotée par un capteur de déplacement. Le signal mesuré est ensuite amplifié et post-traité. Nous pouvons observer, en **Figure B-10-b**, que les courbes mesurées sont nettes, sans bruit électrique apparent. De plus, les auteurs affirment qu'il existe une bonne corrélation entre ces courbes de potentiel et l'évolution de la morphologie du front de fissure. Toutefois, il est à noter ici que le dispositif n'est fonctionnel qu'à température ambiante et que la section de l'éprouvette est environ 55 fois plus grande que celle employée dans notre étude. Ces dimensions permettent de faciliter la mise en place de ce dispositif ainsi que la mesure de la différence de potentiel.

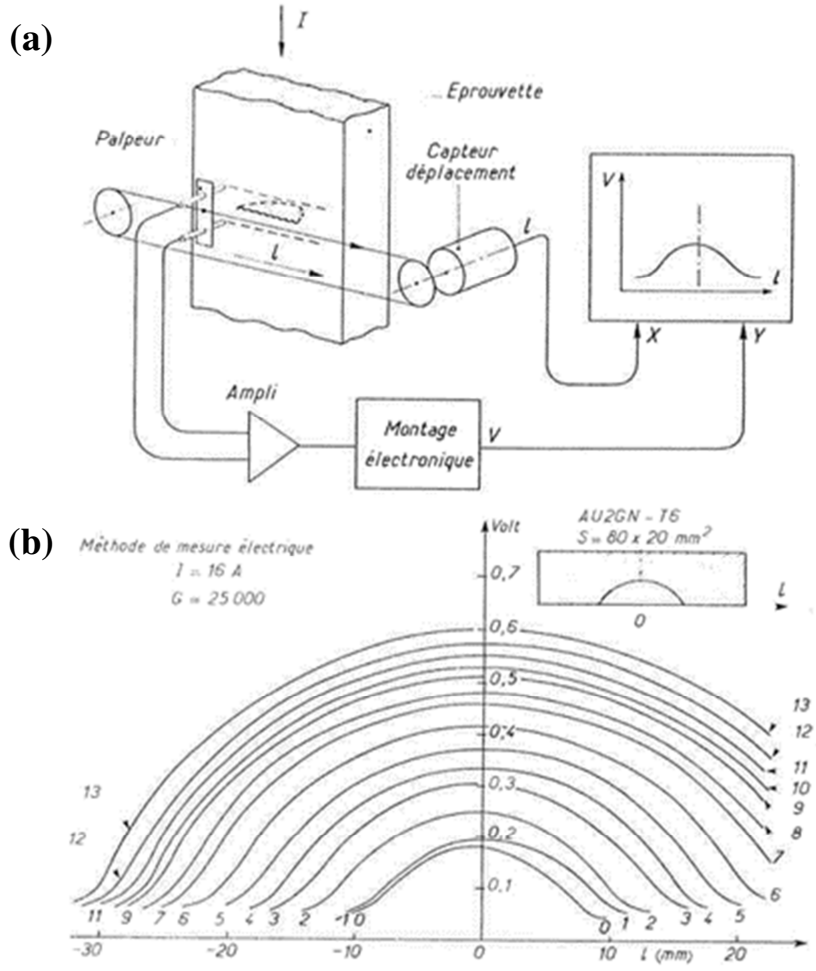


Figure B-10 – (a) Principe de la mesure électrique sur éprouvette et (b) relevés de potentiel lors d'un essai de propagation de fissure (Baudin et Policella, 1979)

Des premiers tests de faisabilité ont donc été effectués à température ambiante mais n'ont pas permis de valider le dispositif développé en l'état. En effet, comme le montre la **Figure B-11**, lorsque le dispositif est immobile, la mesure de différence de potentiel est correcte et le bruit mesuré est du même ordre de grandeur que la méthode *DCPD* classique, actuellement utilisée au sein du laboratoire. Cependant, dès lors que nous déplaçons manuellement le dispositif, un « saut » dans la valeur du potentiel est relevé. En outre, une fois le capteur remis à sa position de départ, la différence de potentiel mesurée n'est pas identique à celle relevée initialement. Il semblerait que le couplage effort-résistivité du matériau soit en cause. En effet, bien que l'état de surface de l'éprouvette soit relativement correct, il se peut que la variation de rugosité provoque une variation de résistivité du matériau et au final du potentiel mesuré. Pour évaluer cette influence, nous avons réalisé des tests sur une éprouvette dont la surface a été polie mécaniquement, jusqu'au grade 4000. Bien que le déplacement du capteur ait été plus aisé pour l'éprouvette polie, des évolutions similaires quant à la différence de potentiel ont été observées. Les pointes métalliques, jouant le rôle d'électrode, ont également été polies mécaniquement afin d'arrondir leur extrémité. Par conséquent, la forme et la rugosité de ces dernières peuvent également être mises en cause. Il est probable en outre que l'effort des ressorts sur les pointes métalliques ne soit pas constant au cours du déplacement, ou tout simplement pas suffisant, ce qui pourrait également

engendrer quelques variations. En effet, la technique *DCPD* nécessite un bon contact électrique au niveau des points de mesure. C'est d'ailleurs une des raisons pour lesquelles cette technique ne peut être utilisée pour des applications de contrôle non destructif (**Sposito, 2009**). Ces premiers tests ne se sont pas montrés concluants. Toutefois, ils montrent malgré tout la faisabilité d'un tel dispositif pour l'étude de la propagation d'une fissure, si tant est que le contact électrique soit bien maitrisé. De plus, si nous tolérons une erreur de ±0,05 sur la différence de potentiel normée (**Figure B-11**), alors cette méthode est tout à fait utilisable.

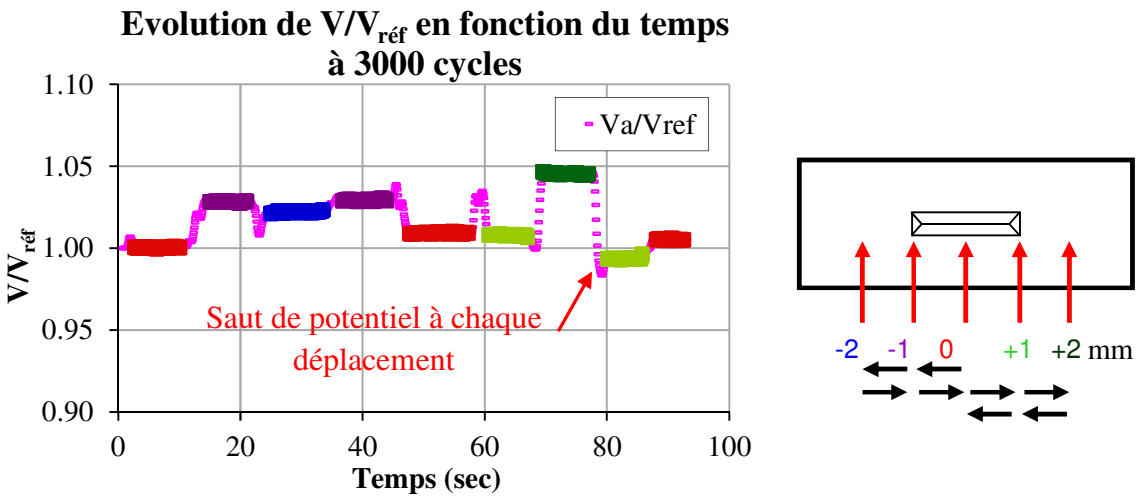


Figure B-11 – Différence de potentiel normée en fonction du temps et de la position de mesure à température ambiante

Bien que le développement de ce dispositif n'ait pu aboutir, nous avons tout de même apporté quelques améliorations à la technique du suivi électrique mise en place au sein du laboratoire. Nous avons vu précédemment que la sensibilité de la mesure électrique est d'autant plus grande que la distance entre les points de mesure et l'anomalie est faible. Ce constat a fait l'objet de plusieurs études et a été confirmé aussi bien analytiquement, numériquement (**Clark et Knott, 1975**, **Doremus et al., 2015**) mais également expérimentalement (**Aronson et Ritchie, 1979**). Dans cette étude, nous avons donc cherché à montrer cette influence par le biais d'essais expérimentaux. Ces essais nous ont également permis de déterminer la position optimale des fils de potentiel, permettant une mesure fiable, précise mais également une bonne reproductibilité. La **Figure B-12** montre l'influence de ce paramètre ; lorsque nous diminuons la distance à 300 µm, nous observons une différence de potentiel normée plus grande qu'à 800 µm, le potentiel passe de 1,8 à 6,9. Néanmoins, nous pouvons voir que lorsque la distance est raccourcie, le bruit de mesure augmente également. Ceci peut s'expliquer par le fait que les lignes de champ électrique mesurées sont de plus en plus proches, créant alors quelques interférences. Les deux essais n'ayant pas été effectués à une même température, ce paramètre a également pu influer sur les valeurs relevées. En effet, **Černý, 2004** a montré que l'amplitude du bruit électrique augmentait avec l'élévation de la température ; le bruit électrique étant la différence de potentiel mesurée lorsque l'intensité du courant est nulle. Nous pouvons observer, sur la **Figure B-13**, que pour les positions 4 et 6 le bruit électrique représente environ 50% de la différence de potentiel totale mesurée, lorsque la

température est de 285°C. Cependant, même si le bruit aurait pu être acceptable quelle que soit la température évaluée, il n'est pas sans risque, lorsque la distance est faible, d'avoir un point de soudure proche de l'anomalie de surface. Or, la soudure conduit à de fortes déformations de la microstructure pouvant ainsi modifier le comportement du matériau à son voisinage. Par conséquent, dans le but d'éviter ce phénomène et de maîtriser le bruit engendré par la diminution de la distance, les fils électriques sont soudés à 600 µm de part et d'autre du plan médian de l'anomalie. Il est à noter que lors des travaux de thèse de **Doremus, 2014**, les fils de potentiel étaient soudés entre 800 µm et 1 mm suivant le type d'anomalie.

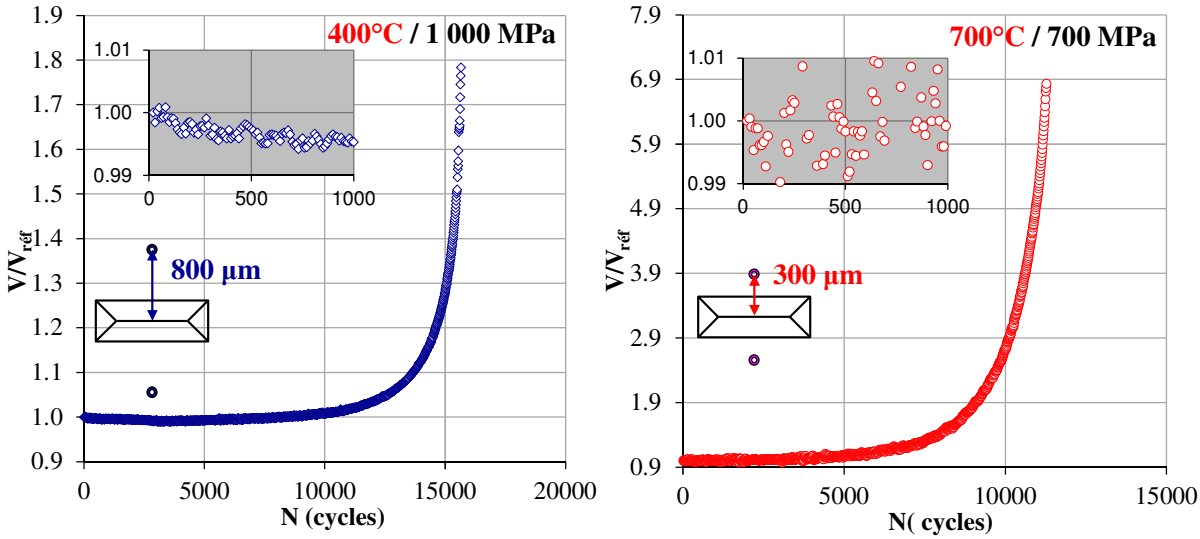


Figure B-12 – Influence de la position des points de mesure sur la différence de potentiel

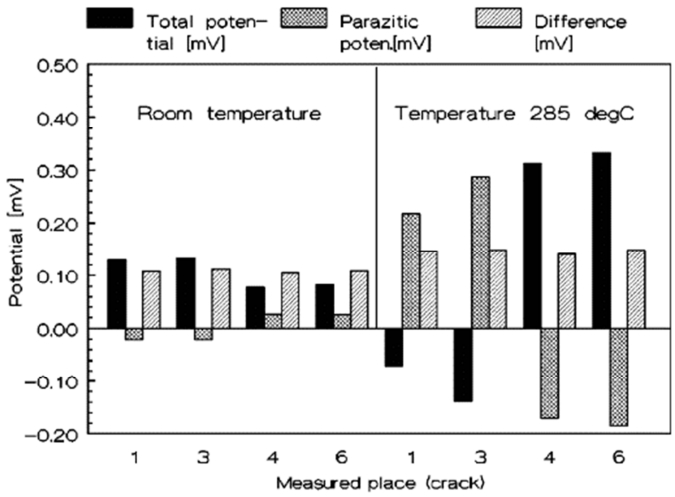


Figure B-13 – Différence de potentiel totale et bruit électrique mesuré à température ambiante et à 285°C (Černý, 2004)

Cette amélioration devrait donc nous permettre de détecter un amorçage au droit des points de mesure plus rapidement. Toutefois, elle ne détectera un possible amorçage en coin que plus tard dans la propagation et elle ne permettra pas d'avoir une information sur la morphologie du front de fissure. L'utilisation de plusieurs fils électriques permettrait *a priori* de pallier ces défauts.

Afin de montrer la faisabilité de cette technique, des essais ont été conduits sur des éprouvettes contenant des anomalies de 150 µm de profondeur et de 3 mm de longueur. Trois paires de fils ont été soudées, espacées de 1,5 mm le long de l'anomalie. La **Figure B-15** présente l'évolution de la différence de potentiel normée en fonction de la position de mesure au cours de l'essai, ainsi que le faciès de rupture correspondant. Bien que les fils soient assez proches entre eux, aucune interférence électrique n'a été relevée. Nous pouvons noter, de plus, une certaine corrélation entre la différence de potentiel mesurée et la forme du front observé sur le faciès de rupture. En effet, les mesures de différence de potentiel montrent l'évolution d'une fissure de forme semi-elliptique que nous devinons sur le faciès de rupture. Cette technique s'avérera très utile en présence de processus d'amorçage (amorçage en coin par exemple) ou de propagation complexes.

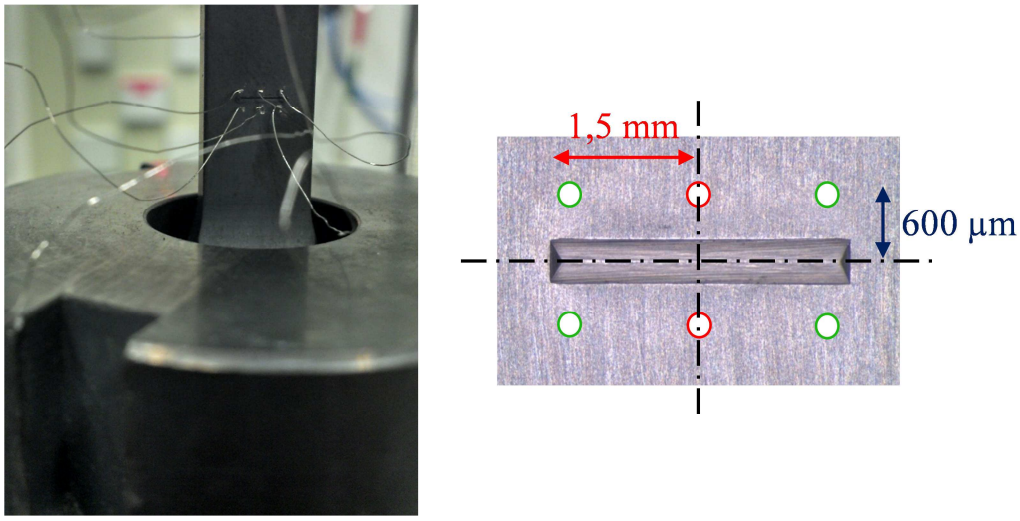


Figure B-14 – Position des fils de potentiel autour d'une anomalie de surface

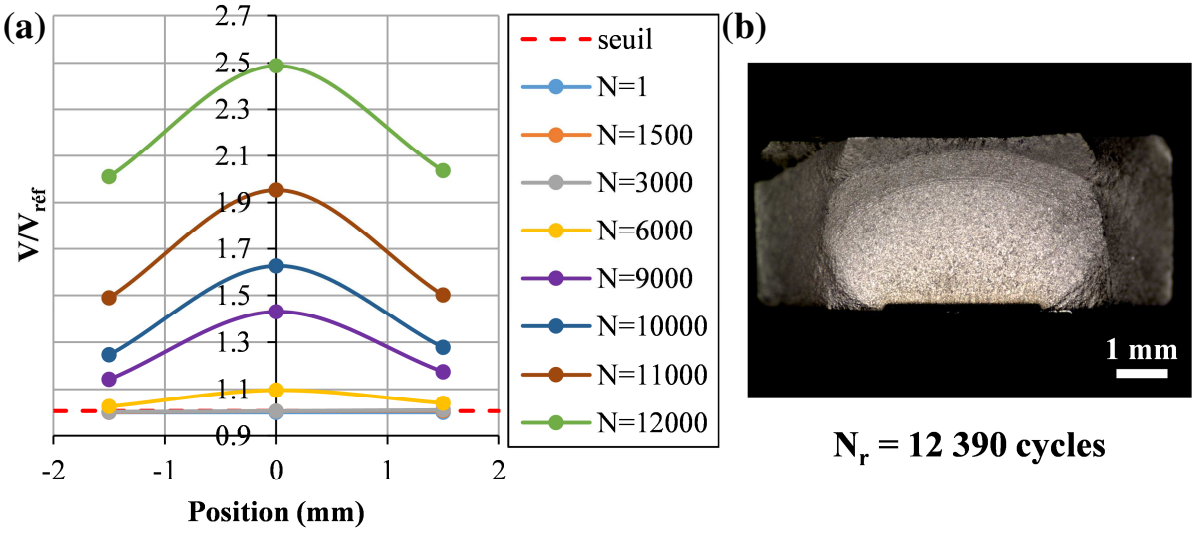


Figure B-15 – (a) Différence de potentiel normée en fonction de la position des points de mesure au cours de l'essai et (b) faciès de rupture correspondant : rayure 150 µm 400°C / 700 MPa / 0,05 sans contraintes résiduelles

B.2. Résultats expérimentaux

B.2.1 Durées de vie

Au cours de la campagne expérimentale, 31 éprouvettes ont été testées. Parmi elles, 7 éprouvettes ont permis de valider la technique des marquages thermiques sur des anomalies de surface non calibrées, 3 éprouvettes ont rompu sur des criques de refroidissement apparues lors de la mise en forme du disque et 1 essai a dû être arrêté suite à un problème machine. C'est donc 20 essais qui ont été conduits en force imposée, selon les conditions de sollicitation présentées dans le **Tableau B-2**. A ceux-là, se rajoutent également 7 essais réalisés par Snecma, pour d'autres profondeurs de rayures. Ces essais sont résumés dans le **Tableau B-3**. Nous exploiterons l'ensemble de ces résultats au travers de l'analyse de l'influence du type d'anomalie, de sa profondeur, de la contrainte maximale appliquée et de la température.

Temp. (°C)	Lot matière	Anomalie	Ep.	σ_{max}	R_σ	N_{exp}	Rupture
400	*lot n°1*	*rayure 150 µm*	*2H*	*700*	*0,05*	*200 000*	*non rupture*
400	lot n°2	rayure 150 µm	Q6	700	0,05	48 164	côté A
400	lot n°1	rayure 150 µm	2V	1 000	0,05	16 997	côté A
400	lot n°1	rayure 150 µm	4J	1 000	0,05	13 651	côté A
700	lot n°2	rayure 150 µm	P3	700	0,05	5 045	côté B
700	lot n°1	rayure 150 µm	2N	700	0,05	4 860	côté B
400	lot n°1	choc 150 µm	4K	700	0,05	83 543	côté B
400	lot n°2	choc 150 µm	R1	700	0,05	54 988	côté A
400	lot n°1	choc 150 µm	3Z	1 000	0,05	12 963	côté A
400	lot n°1	choc 150 µm	4L	1 000	0,05	11 262	côté A
700	lot n°1	choc 150 µm	3K	700	0,05	7 721	côté A
700	lot n°2	choc 150 µm	R2	700	0,05	6 249	côté A
400	lot n°1	EDM 150 µm	8H	700	0,05	62 410	côté A
400	lot n°1	EDM 150 µm	8J	1 000	0,05	23 385	côté A
700	*lot n°1*	*EDM 150 µm*	*1L*	*700*	*0,05*	*-*	*rupture soudure*
700	*lot n°1*	*EDM 150 µm*	*3H*	*700*	*0,05*	*140 000*	*non rupture*
700	*lot n°1*	*EDM 150 µm*	*3J*	*700*	*0,05*	*-*	*rupture soudure*
400	lot n°1	semi-ellip. 80 µm	O7	700	0,05	36 685	côté B
400	lot n°1	semi-ellip. 80 µm	O6	1 000	0,05	11 399	côté A
700	lot n°1	semi-ellip. 80 µm	P1	700	0,05	4 084	côté A

Tableau B-2 – Matrice des essais réalisés à l'ENSMA

Temp. (°C)	Lot matière	Anomalie	Ep.	σ_{max}	R_σ	N_{exp}	Rupture
400	*-*	*rayure 50 µm*	*5*	*700*	*0,05*	*1 000 000*	*non rupture*
400	*-*	*rayure 50 µm*	*6*	*700*	*0,05*	*-*	*rupture soudure*
400	-	rayure 50 µm	7	1 000	0,05	25 046	côté A
400	-	rayure 50 µm	8	1 000	0,05	28 572	côté A
400	*-*	*rayure 150 µm*	*9*	*700*	*0,05*	*1 000 000*	*non rupture*
400	*-*	*rayure 150 µm*	*10*	*700*	*0,05*	*1 000 000*	*non rupture*
400	-	rayure 150 µm	12	1 000	0,05	15 796	côté A

Tableau B-3 – Matrice des essais réalisés par Snecma

B.2.1.1. Influence du type d'anomalie

La **Figure B-16** présente l'ensemble des durées de vie expérimentales en fonction des différentes conditions de sollicitation évaluées, concernant les essais réalisés à l'ENSMA. Les durées de vie expérimentales moyennes par conditions de sollicitation sont présentées en **Figure B-17**. Bien qu'un écart existe entre les anomalies de type rayure et choc, nous pouvons constater que les durées de vie de ces éprouvettes sont assez similaires, et ce quelles que soient les conditions de sollicitation imposées. En effet, à 400°C et 1 000 MPa de contrainte maximale, la durée de vie moyenne des éprouvettes avec des rayures n'est que 1,3 fois plus grande que celle des chocs. Elle est 0,7 fois plus faible à basse contrainte, que ce soit à 400°C ou 700°C. Les anomalies de type rayure sembleraient donc être plus nocives à faible contrainte. Ce résultat est cependant à prendre avec précaution. En effet, deux éprouvettes contenant des rayures ont été testées à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale (éprouvettes 2H et Q6) ; soit 4 rayures au total. Sur ces 4 rayures, 3 n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel. Nous définirons cet amorçage plus tard dans ce chapitre. Il n'y a donc qu'une seule rayure qui a amorcé et mené à rupture de l'éprouvette. Quoi qu'il en soit, dans la dispersion expérimentale, le comportement des rayures et des chocs, en termes de durées de vie, semble comparable. Plusieurs hypothèses peuvent être émises. La taille de la zone affectée par la géométrie de l'anomalie pourrait ainsi être du même ordre de grandeur que celle affectée par le mode de fabrication ce qui expliquerait pourquoi les durées de vie semblent similaires pour les deux types d'anomalies de surface. Les valeurs des contraintes maximales appliquées ainsi que les gradients mécaniques peuvent aussi être considérés.

Les anomalies semi-circulaires (EDM) semblent par ailleurs peu nocives comparées aux anomalies de maintenance. En effet, si nous nous limitons aux résultats obtenus à 1 000 MPa de contrainte maximale appliquée, la durée de vie moyenne de ces anomalies est supérieure à celle des rayures et des chocs. D'autre part, trois éprouvettes contenant des anomalies EDM ont été testées à 700°C. Parmi ces éprouvettes, deux ont rompu sur un point de soudure tandis que la dernière n'a pas présenté d'amorçage au sens du potentiel, après 140 000 cycles. Le comportement en fatigue du René 65 à haute température est probablement responsable de ces résultats. En effet, les essais de comportement cyclique ont montré la présence d'un adoucissement important à 700°C (**Annexe A**). Par conséquent, il est probable que le champ mécanique autour de l'anomalie se soit adouci dans les premiers cycles de chargement. La soudure par point est en outre un procédé de soudage utilisant le principe de l'arc électrique, pour élever la température des métaux à souder jusqu'au point de fusion. Il en résulte alors un refroidissement rapide, modifiant la microstructure avoisinante et pouvant constituer un point de fragilisation d'une structure (**Ojo et al., 2004**). La combinaison de ces deux facteurs peut donc expliquer l'amorçage d'une fissure sous un point de soudure, à cette température. La **Figure B-18** présente un faciès de rupture d'une fissure ayant amorcé sous un point de soudure. Nous pouvons clairement voir la zone affectée et la modification microstructurale que celui-ci a occasionnée.

Les anomalies semi-elliptiques, quant à elles semblent les plus nocives. Alors que leur profondeur est quasiment réduite de moitié par rapport aux autres anomalies, la durée de vie moyenne des éprouvettes contenant ces anomalies est inférieure à celle des rayures et des

chocs. Elle est notamment 1,9 fois plus faible que celle des chocs, à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale.

Doremus, 2014 a observé un comportement identique dans le superalliage à base nickel, Inconel 718DA. Les observations de la microstructure qu'il a réalisées sous ce type d'anomalies, montrent que l'introduction des anomalies semi-elliptiques est peu endommageante. Par conséquent, les variations de géométrie et de méthode de fabrication sont responsables de ces résultats, d'où l'intérêt de pouvoir découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles et d'écrouissage, pour les anomalies de surface de type rayure et choc.

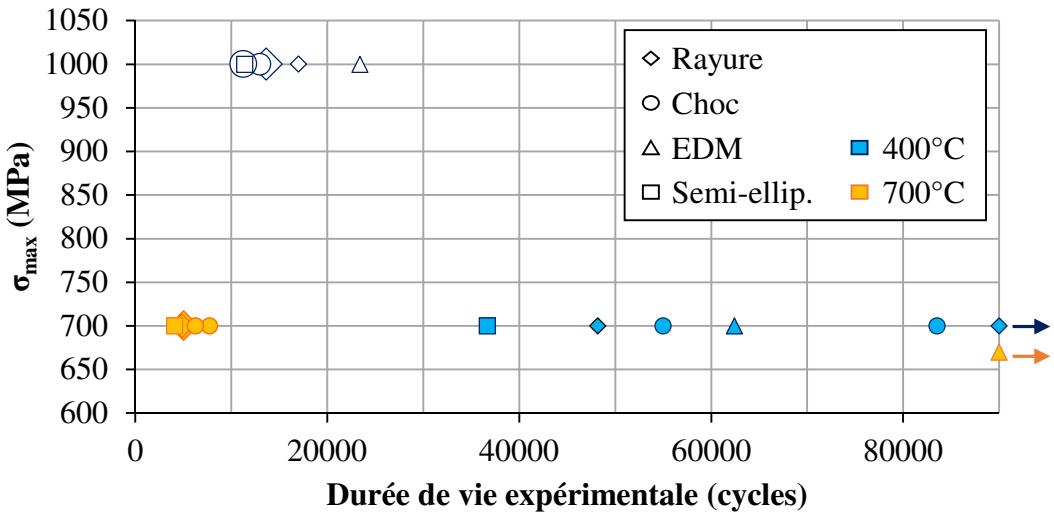


Figure B-16 – Comparaison des durées de vie en fonction des conditions de sollicitation et du type d'anomalie (essais réalisés à l'ENSMA)

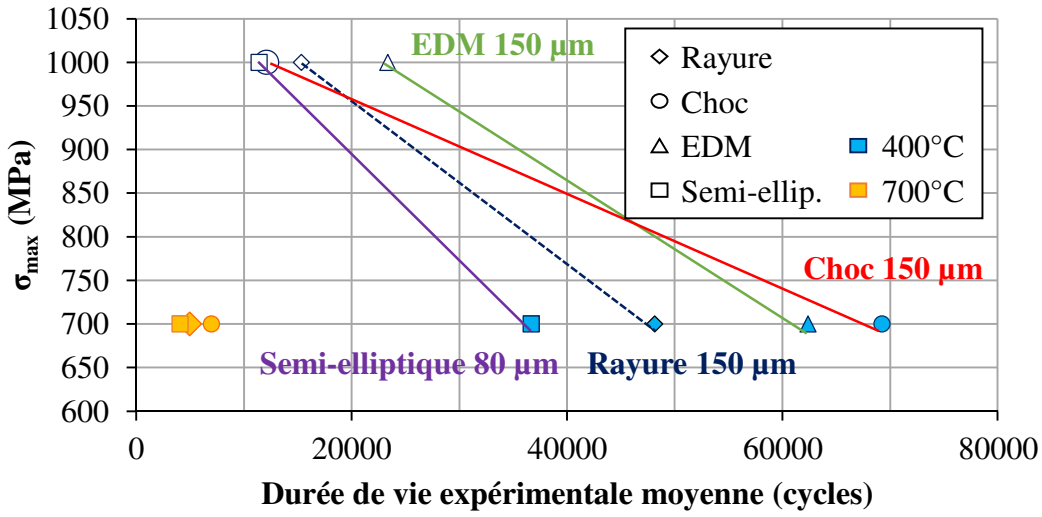


Figure B-17 – Comparaison des durées de vie moyennes en fonction des conditions de sollicitation et du type d'anomalie (essais réalisés à l'ENSMA)

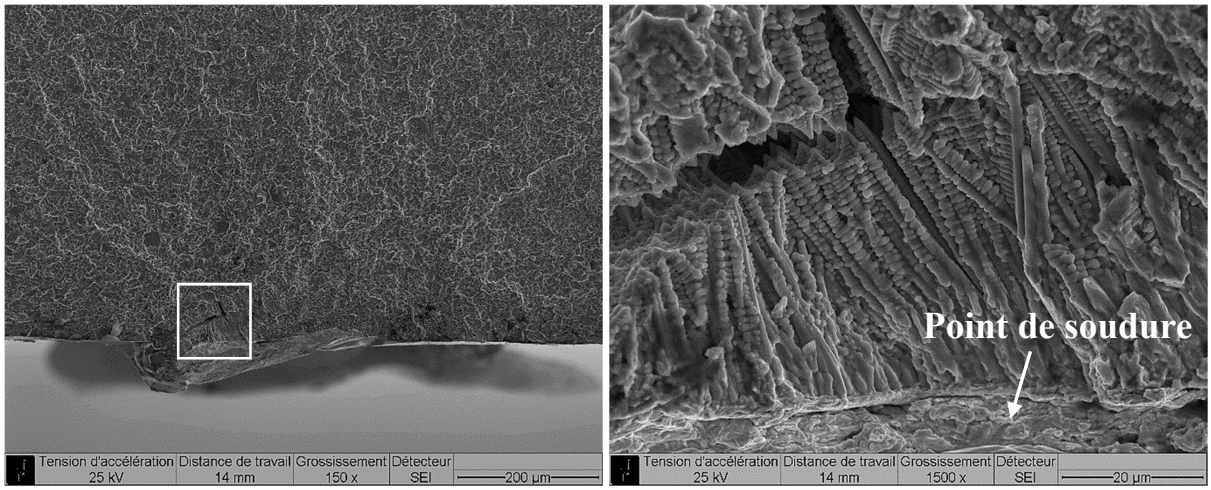


Figure B-18 – Faciès de rupture d'une éprouvette ayant amorcée sur un point de soudure : 700°C / 700MPa / 0,05

B.2.1.2. Influence de la profondeur

La **Figure B-19** présente les durées de vie obtenues à Snecma en fonction des différentes conditions de sollicitation, pour différentes profondeurs de rayure. Tout d'abord, nous pouvons constater que le seul essai réalisé sur une rayure de 150 µm, à une contrainte maximale de 1 000 MPa, présente une durée de vie similaire à ceux réalisés à l'ENSMA. De plus, les essais effectués à plus faible contrainte, que ce soit sur des anomalies de 50 µm ou 150 µm de profondeur, n'ont pas présenté d'amorçage après 1 000 000 de cycles. La contrainte maximale de 700 MPa (rapport de charge 0,05) semble donc constituer un seuil de nocivité, pour ce type d'anomalies. La nocivité des rayures apparaît avec l'augmentation de la contrainte maximale appliquée puisque toutes les éprouvettes ayant été testées à 1 000 MPa ont rompu. Ainsi, les rayures de 150 µm présentent une durée de vie en fatigue (15 481 cycles) environ 1,7 fois moins importante que les rayures de 50 µm de profondeur (26 809 cycles). Il serait également intéressant de pouvoir étudier l'influence de la profondeur des anomalies de type choc mais pour l'heure aucun essai sur des chocs de plus faible profondeur n'a été réalisé.

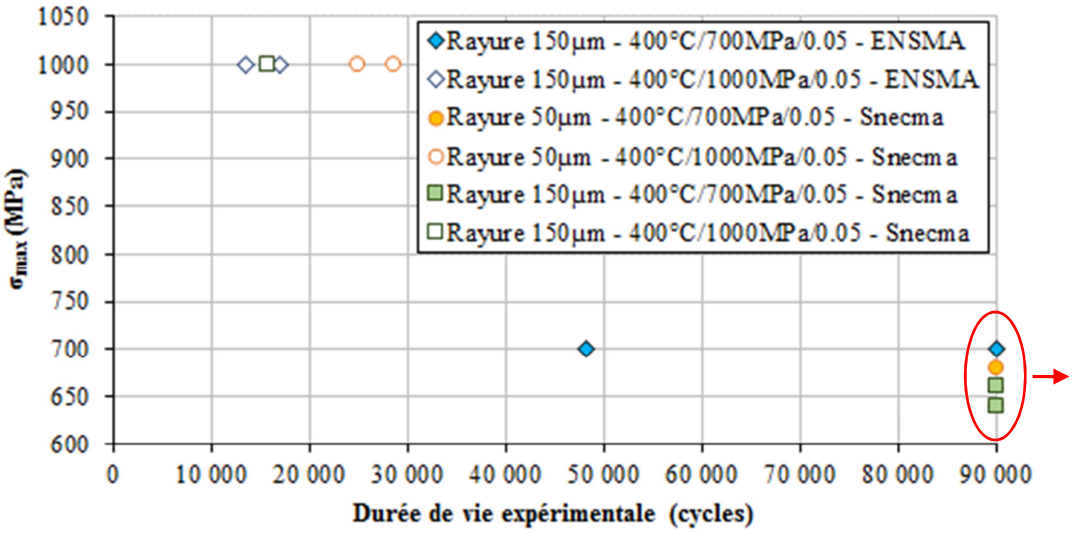


Figure B-19 – Comparaison des durées de vie en fonction de la profondeur et des différentes conditions de sollicitation (prise en compte des essais réalisés par Snecma)

B.2.1.3. Influence du niveau de contrainte appliqué

Les résultats expérimentaux obtenus montrent que la contrainte maximale exerce une influence importante sur la durée de vie en fatigue. En effet, l'augmentation de cette contrainte contribue à diminuer la durée de vie des éprouvettes contenant des anomalies de surface de tous types. Ainsi, lorsque la contrainte maximale augmente de 700 MPa à 1000 MPa, la durée de vie des chocs est réduite d'un facteur 6 et d'un facteur 3 pour les rayures de 150 µm. Nous remarquons également que la dispersion est plus importante à basse contrainte puisque quatre des éprouvettes rayées (50 µm et 150 µm de profondeur) n'ont pas mené à rupture.

B.2.1.4. Influence de la température

4 éprouvettes ont été testées à 700°C et 700 MPa de contrainte maximale, permettant une comparaison directe avec les essais effectués à plus basse température. Ainsi, l'augmentation de la température de 400°C à 700°C mène à une diminution de la durée de vie des chocs et des rayures d'un facteur 10. En outre, les rayures qui étaient peu nocives à 400°C, le deviennent à 700°C. Les anomalies de surface sont donc plus nocives avec l'élévation de la température. Comme pour l'effet de la contrainte maximale, il serait intéressant d'évaluer l'influence de la température pour d'autres profondeurs d'anomalie.

Conclusions intermédiaires :

Des essais de fissuration ont été réalisés afin d'évaluer la nocivité de différentes anomalies de surface : des rayures, des chocs et des anomalies à géométrie régulière (semi-circulaires et semi-elliptiques). Afin de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles, les anomalies de type rayure et choc possèdent un profil géométrique identique en V. Différentes conditions de sollicitation ont été évaluées : deux contraintes maximales appliquées (700 MPa et 1 000 MPa), deux températures (400°C et 700°C), un rapport de charge (0,05) et deux profondeurs pour les rayures (50 µm et 150 µm).

Les durées de vie des éprouvettes contenant des rayures et des chocs sont assez similaires, quelles que soient les conditions de sollicitation, à l'exception notable des anomalies de type rayure testées à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa. Pour cette condition, seulement une rayure sur quatre a amorcé au sens du potentiel et mené à la rupture de l'éprouvette. Nous tenterons d'expliquer ces résultats dans la suite de ce chapitre. Les anomalies semi-circulaires semblent peu nocives, leurs durées de vie étant en moyenne supérieures à celle des rayures et des chocs, à l'exception des anomalies testées à 700°C. Pour cette température, les anomalies semi-circulaires n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel ou ont amorcé sous un point de soudure. Ceci est dû au comportement de l'alliage à haute température qui présente un adoucissement important. Les anomalies semi-elliptiques sont les plus nocives puisque leurs durées de vie sont inférieures à celles des rayures et des chocs pour une profondeur divisée par deux. L'état dans lequel se trouve le matériau après introduction des rayures et des chocs semblent donc jouer un rôle.

Afin de détecter l'amorçage avec une meilleure précision et dans le but d'avoir une information sur la forme du front de fissure, des améliorations de la technique du suivi de la différence de potentiel ont été apportées. Ainsi, les fils de potentiel sont soudés à ±600 µm de l'anomalie, ce qui augmente la sensibilité de la mesure et permet une détection plus fine de l'amorçage. De plus, deux paires de fils ont été ajoutées sur la longueur de l'anomalie (méthode 3 points) ce qui permet d'avoir accès à la morphologie de la fissure au cours de l'essai. Les premiers essais effectués sont concluants et cette technique devrait nous être utile dans le cas d'amorçage et/ou de propagation plus complexes.

Enfin, concernant l'influence des conditions de sollicitation, la durée de vie d'une anomalie diminuera avec l'augmentation de sa profondeur, de la contrainte maximale appliquée et de la température d'essai.

B.2.2 Amorçage

B.2.2.1. Définition du critère d'amorçage

Bien que précise et robuste, la technique de mesure de la différence de potentiel ne permet pas de détecter l'amorçage d'une fissure à partir d'anomalies de surface de manière instantanée. L'utilisation de marquages thermiques, couplée à l'utilisation du suivi de potentiel, ont permis de définir un critère d'amorçage. Nous avons ainsi montré qu'une augmentation de 0,7% de la différence de potentiel correspond à la présence d'une fissure d'environ 50 µm depuis le fond de l'anomalie, comme l'illustre la **Figure B-20**. La durée de vie à l'amorçage est donc définie comme étant le nombre de cycles nécessaires à la création d'une fissure, détectée par une augmentation de 0,7% du potentiel. Nous parlons donc d'*amorçage au sens du potentiel*.

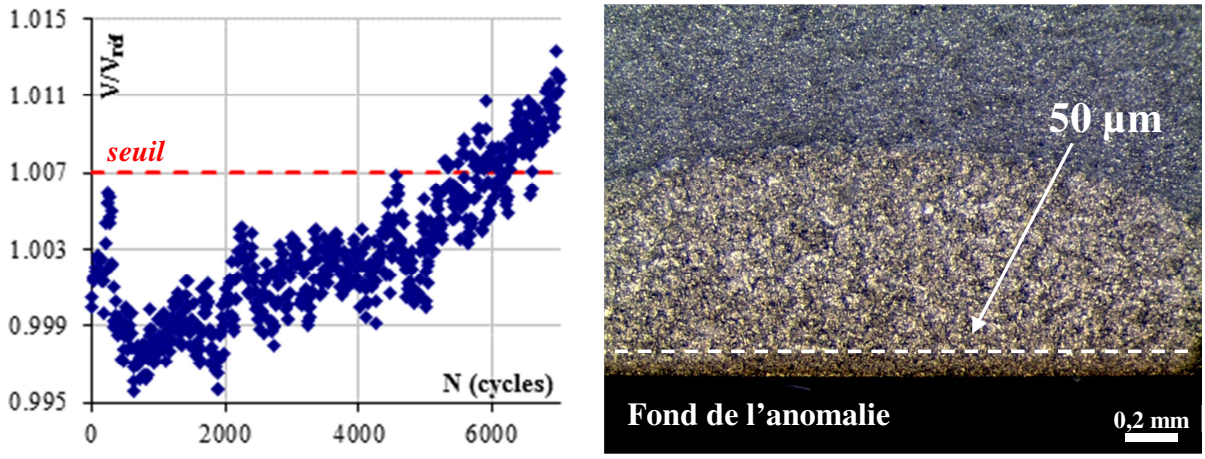


Figure B-20 – Détection de l'amorçage d'une fissure à partir d'une anomalie de surface (observations *post-mortem*)

B.2.2.2. Durées de vie à l'amorçage

B.2.2.2.1. Anomalies de type maintenance

Bien que macroscopiquement comparable, le comportement des rayures et des chocs diffère en quelques points et notamment en ce qui concerne l'amorçage. La **Figure B-21** résume les durées de vie à l'amorçage de chaque anomalie de surface, c'est-à-dire des deux anomalies contenues dans une éprouvette, en fonction des différentes conditions de sollicitation. Le ratio de durées de vie présenté (durée de vie à l'amorçage / durée de vie totale), est quant à lui calculé uniquement que pour les anomalies de surface ayant mené à la rupture de l'éprouvette. Le **Tableau B-4** présente les durées de vie moyenne à l'amorçage, pour les rayures et les chocs, en fonction des différentes conditions de sollicitation.

Ces résultats montrent que la phase d'amorçage est courte comparée à la durée de vie totale de l'éprouvette. Elle reste inférieure à 10% pour la majorité des conditions de sollicitation, à l'exception notable des rayures testées à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale, où 6 rayures sur 7 n'ont pas amorcé au sens du potentiel (barres hachurées). Nous pouvons constater également qu'à 400°C, la part d'amorçage des anomalies de type choc est inférieure à celle des anomalies de type rayure. Ainsi, à forte contrainte, l'amorçage des chocs (558 cycles en moyenne) est 5,1 fois plus rapide que celui des rayures (2 836 cycles en moyenne).

A 700°C, la part d'amorçage est comparable entre les deux types d'anomalies de surface. Toutefois, pour les anomalies de type choc, le ratio de durées de vie est deux fois plus faible à 400°C (3,9%) par rapport à 700°C (8,6%) pour une contrainte maximale imposée de 700 MPa. Ceci semble contradictoire avec les résultats de durées de vie obtenus. En effet, nous nous attendions plutôt à voir l'inverse. C'est-à-dire une phase d'amorçage plus longue à 400°C, à l'instar des anomalies de type rayure. Le comportement lors de cette phase semble donc différent, entre les deux températures, pour les anomalies de type choc.

Nous pouvons constater également que, de manière générale, plus la profondeur de l'anomalie est faible, plus la durée de vie à l'amorçage est grande. C'est notamment le cas pour une des rayures testée à 400°C et 1000 MPa de contrainte maximale dont la profondeur est de 123,9 µm. La durée de vie à l'amorçage est alors 5 fois plus longue comparée aux autres rayures testées dans les mêmes conditions et dont la profondeur moyenne est 20 µm plus élevée. La phase d'amorçage est donc plus importante pour des profondeurs d'anomalies plus faibles. C'est ce que nous pouvons constater à l'aide des essais réalisés par Snecma. En effet, pour une même condition de sollicitation, la durée de vie moyenne à l'amorçage des rayures de 50 µm (13 138 cycles) est 4,6 fois plus grande que celle des rayures de 150 µm (2 836 cycles). De plus, elle représente une part non négligeable de la durée de vie totale, environ 49,8%. Ces résultats mettent en évidence l'importance de la prise en compte de la phase d'amorçage, dans une modélisation de la durée de vie, pour des anomalies de surface de faible profondeur.

Rayure 50µm 400°C 1 000 MPa	Rayure 150µm 400°C 700 MPa	Rayure 150µm 400°C 1 000 MPa	Rayure 150µm 700°C 700 MPa	Choc 150µm 400°C 700 MPa	Choc 150µm 400°C 1 000 MPa	Choc 150µm 700°C 700 MPa
13 138	9 810	2 836	510	2 365	558	525

Tableau B-4 – Durées de vie à l'amorçage moyenne des rayures et des chocs en fonction des conditions de sollicitation

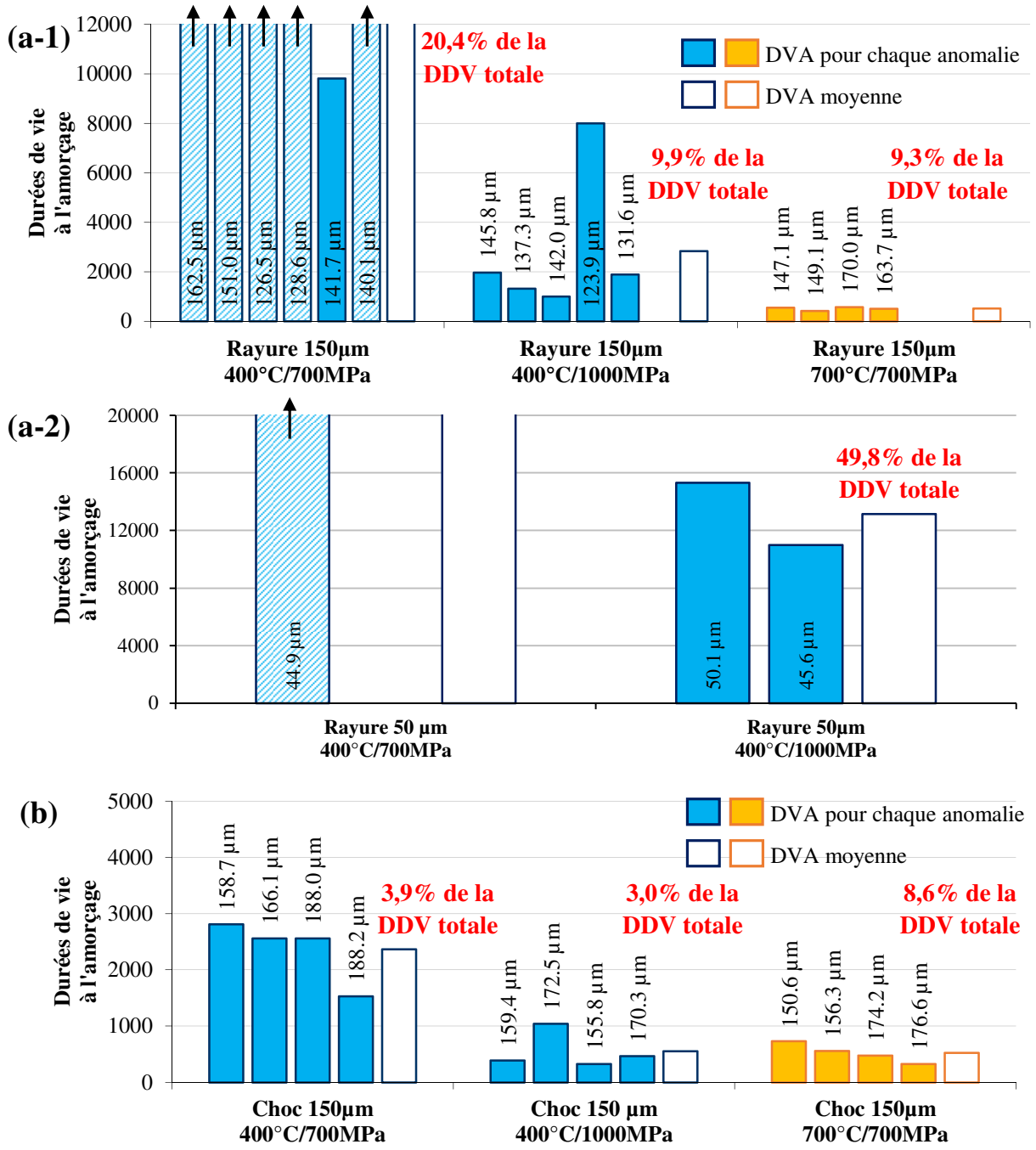


Figure B-21 – (a) Durées de vie à l'amorçage des anomalies de surface de type rayure et (b) choc pour les différentes conditions de sollicitation

B.2.2.2.2. Anomalies à géométrie régulière

La **Figure B-22** et le **Tableau B-5** présentent les durées de vie à l'amorçage pour les anomalies de surface à géométrie régulière, en fonction des différentes conditions de sollicitation. Les essais concernant les anomalies semi-elliptiques ont été réalisés par Snecma. Des problèmes d'oxydation sous les points de soudure ont eu lieu sur l'éprouvette testée à 700°C, et ne permettent pas d'exploiter les mesures électriques. Par conséquent, nous ne pouvons évaluer la part d'amorçage pour cette condition de sollicitation.

Les anomalies de surface de type EDM présentent une durée de vie à l'amorçage plus importante, comparée aux anomalies semi-elliptiques. Ainsi, la durée de vie moyenne est 4,4 fois plus grande à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale, et 6,8 fois à 1 000 MPa. Comme nous l'avons déjà évoqué, les anomalies EDM n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel à 700°C. De plus, la durée de vie à l'amorçage s'avère occuper une part importante de la durée de vie totale : environ 50% pour les anomalies EDM et supérieure à 10% pour les anomalies semi-elliptiques. Il semble donc que le comportement à l'amorçage de ces anomalies soit différent de celui des rayures et des chocs. Les différences de géométrie, d'état d'écrouissage et de champ de contraintes résiduelles peuvent expliquer les différences de comportement observées.

EDM 150µm 400°C 700 MPa	**EDM 150µm 400°C 1 000 MPa**	**EDM 150µm 700°C 700 MPa**	**Semi-ellip. 150µm 400°C 700 MPa**	**Semi-ellip. 150µm 400°C 1 000 MPa**	**Semi-ellip. 150µm 700°C 700 MPa**
41 340	10 550	*pas d'amorçage*	9 341	1 559	-

Tableau B-5 – Durées de vie à l'amorçage moyenne des anomalies EDM et semi-elliptiques en fonction des conditions de sollicitation

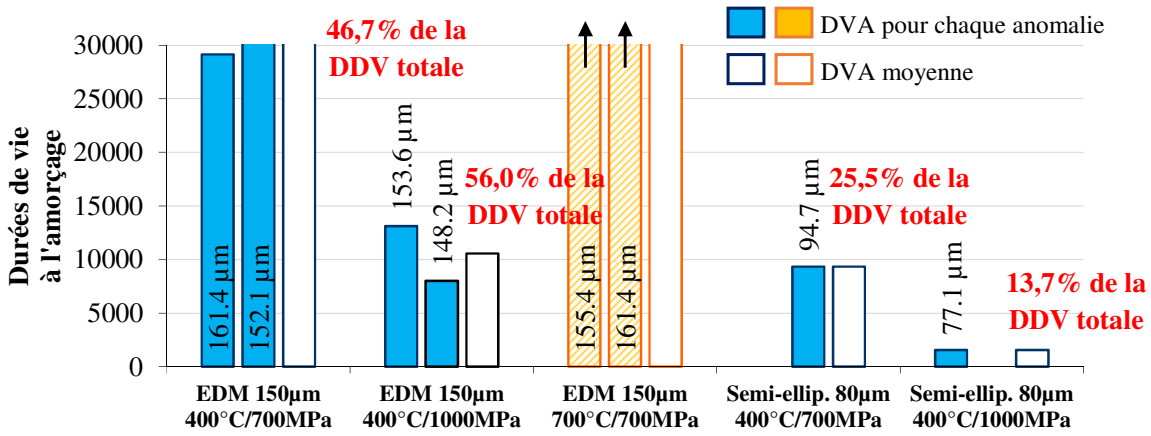


Figure B-22 – Durées de vie à l'amorçage des anomalies EDM et semi-elliptiques pour les différentes conditions de sollicitation

B.2.2.3. Sites d'amorçage

Dans cette partie, nous nous intéresserons aux différents sites d'amorçage et aux premiers stades de la propagation, pour chaque type d'anomalies. Nous nous focaliserons essentiellement sur les essais réalisés dans le cadre de cette thèse.

B.2.2.3.1. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type rayure

Les anomalies de surface de type rayure conduisent à des amorçages en fond d'anomalie, comme le montre la **Figure B-23**. Il est observé que la fissure s'amorçant au fond de la rayure met du temps à rejoindre la surface et former un front semi-elliptique. Cette observation est également constatée à l'aide du suivi de la différence de potentiel. La **Figure B-24** présente l'évolution de la différence de potentiel normée au cours de l'essai en fonction de la position des points de mesure, pour une rayure testée à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale. Nous remarquons qu'après 40 000 cycles, soit 83% de la durée de vie totale de l'anomalie, la propagation de la fissure sur les bords est peu prononcée. En effet, nous relevons une valeur normée d'environ 1,2 au milieu de la rayure alors qu'elle est à peine de 1,05 sur ses deux extrémités.

La vitesse de réalisation de la rayure est probablement à mettre en cause. Pour rappel, la fabrication d'une rayure consiste à venir introduire un outil en carbure à une profondeur donnée, puis à le déplacer afin d'enlever la matière. Ce déplacement est réalisé manuellement. Par conséquent, la vitesse n'est pas contrôlée. **Kermouche, 2013** a montré, à l'aide de simulations numériques, que plus la vitesse de passe était importante, plus les contraintes résiduelles étaient importantes et devenaient notamment de traction, comme en témoigne la **Figure B-25**. Nous pouvons donc supposer que la vitesse augmente lorsque que nous atteignons le milieu de la rayure, puis qu'elle diminue sensiblement lorsque nous nous approchons de son extrémité. Il serait donc intéressant de réaliser quelques essais en contrôlant la vitesse de passe, ou bien en réalisant de petites passes successives, afin de vérifier l'évolution de la morphologie du front de fissure.

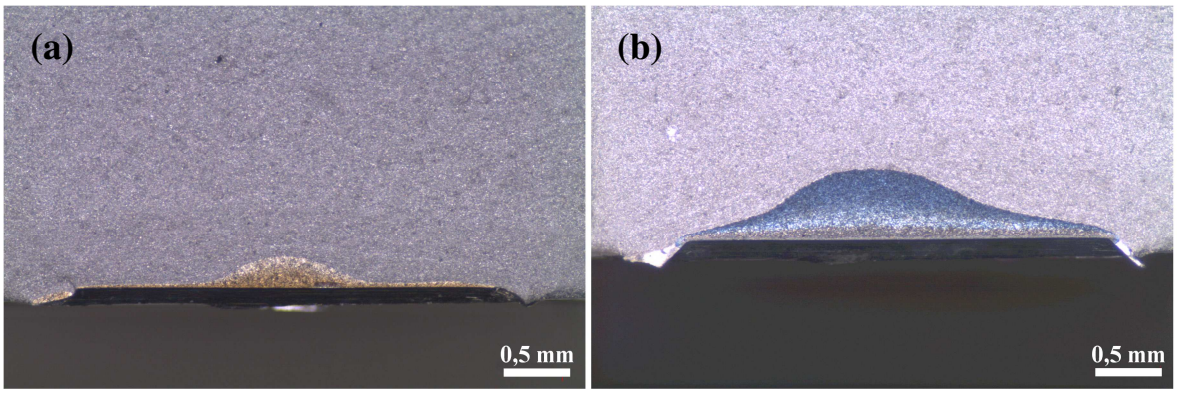


Figure B-23 – (a) Amorçage de fissure à partir d'anomalies de surface de type rayure testées à 400°C / 1 000 MPa et (b) 700°C / 700 MPa

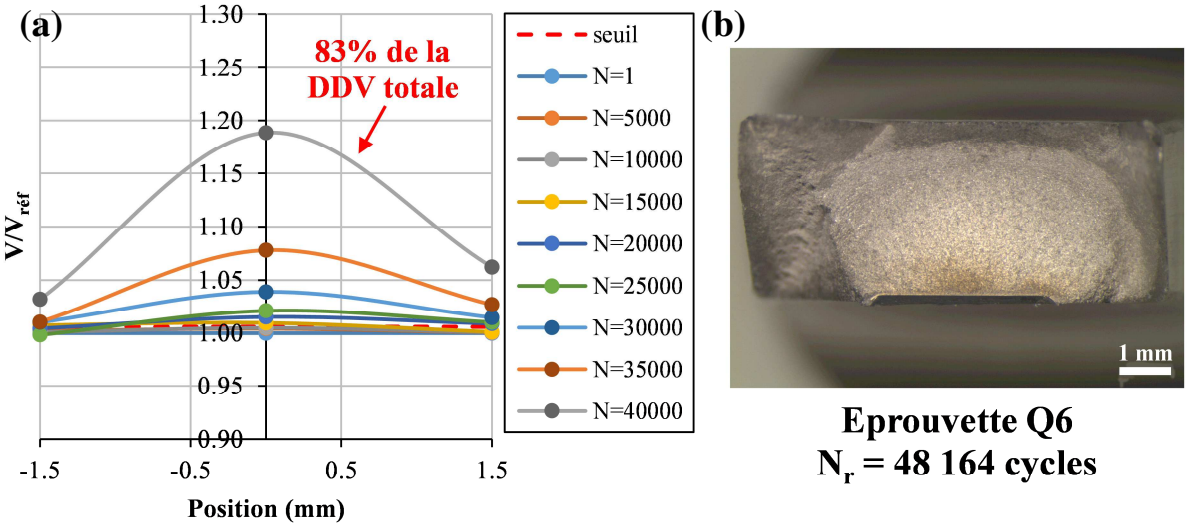


Figure B-24 – (a) Evolution de la différence de potentiel normée en fonction de la position des points de mesure et (b) faciès de rupture correspondant : rayure 150 µm 400°C / 700 MPa

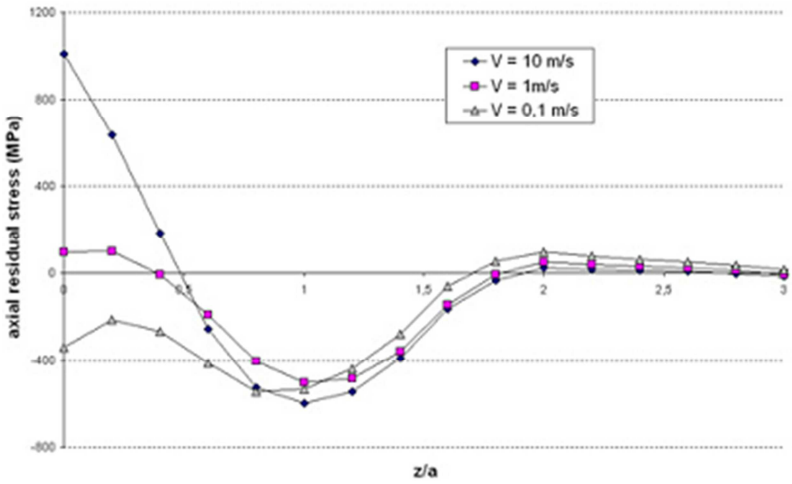


Figure B-25 – Influence de la vitesse d'usinage de la rayure sur le champ de contraintes résiduelles (Kermouche, 2013)

Les rayures pour lesquelles aucun amorçage au sens du potentiel n'a été observé, ont été analysées plus en détail. Pour ce faire, des coupes transversales en leur milieu ont été effectuées et les échantillons préparés selon le même principe décrit dans le chapitre précédent. Nous pouvons constater en **Figure B-26** qu'une fissure d'environ 5 µm a amorcé au fond de l'anomalie, et ce pour les deux rayures de l'éprouvette 2H, tandis qu'une fissure d'environ 30 µm a amorcé à partir de la rayure de l'éprouvette Q6. Cet amorçage est cohérent au regard des grandeurs mécaniques mises en jeu. En effet, nous avons vu précédemment que la géométrie des anomalies de type rayure engendrait une concentration de contrainte, K_t, importante en fond d'anomalie et qu'elle influait sur le champ mécanique jusqu'à une profondeur d'environ 300 µm. Il est donc normal qu'une fissure se soit amorcée à partir de ces anomalies. Cependant, il est difficile de dire si la fissure s'est arrêtée en relation avec la microstructure, ou bien si la propagation était tout simplement plus lente, ou encore que l'amorçage venait tout juste de se produire avant l'arrêt de l'essai. En outre, d'après le calcul du champ mécanique autour d'une anomalie de type rayure réalisé dans le **Chapitre A**,

la pointe de fissure ne se situe pas dans une zone déchargée mécaniquement. Il est cependant probable que la contrainte maximale appliquée ne permette pas à la fissure de sortir du champ de contraintes résiduelles induit par la création de la rayure. En effet, comme l'illustre schématiquement la **Figure B-27**, pour une contrainte maximale appliquée de 700 MPa, la valeur du coefficient de concentration de contraintes élevée occasionnerait une augmentation rapide du facteur d'intensité des contraintes, *K*, et l'amorçage d'une fissure. Cette fissure se propagerait alors dans le champ de contraintes résiduelles de compression de la rayure ce qui abaisserait le facteur d'intensité des contraintes, jusqu'à ce que ce dernier passe sous le seuil de propagation. A ce stade, la fissure se trouverait alors déchargée mécaniquement et sa propagation se verrait donc bloquée. A l'inverse, pour un plus grand niveau de contrainte maximale appliquée, le facteur d'intensité de contraintes ne passerait pas en deçà du seuil de propagation. La fissure ne serait alors pas bloquée et sa propagation se déroulerait normalement jusqu'à la rupture. Dans la littérature, **Prevéy et al., 2000** ont par exemple montré l'arrêt successif de l'avancée d'une fissure, à partir d'une anomalie EDM, dans un champ de contraintes résiduelles créé par le traitement de surface de *Low Plasticity Burnishing* (LPB). En effet, comme le montre la **Figure B-28**, seule l'augmentation du chargement extérieur (reporté sur la figure avec des chargements allant de 6,1 KIP ou 27,1 kN à 8 KIP ou 35,6 kN) a permis à la fissure de se propager quelques cycles, avant que celle-ci ne s'arrête à nouveau. La première partie de la courbe correspond à la phase de préfissuration, réalisée avant l'introduction du LPB.

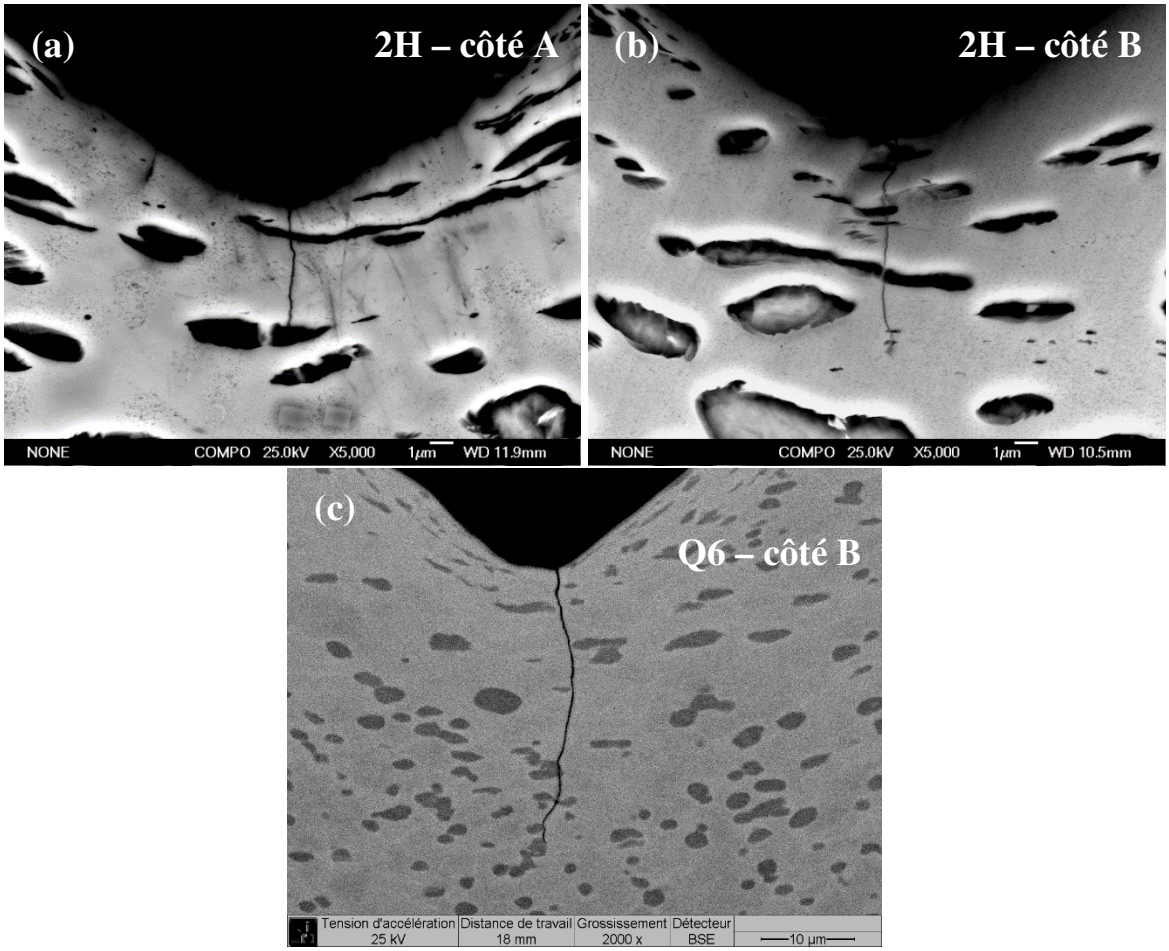


Figure B-26 – (a,b) Amorçage de fissure à partir du fond de la rayure testée à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale dans l'éprouvette 2H (200 000 cycles) et (c) Q6 (48 164 cycles)

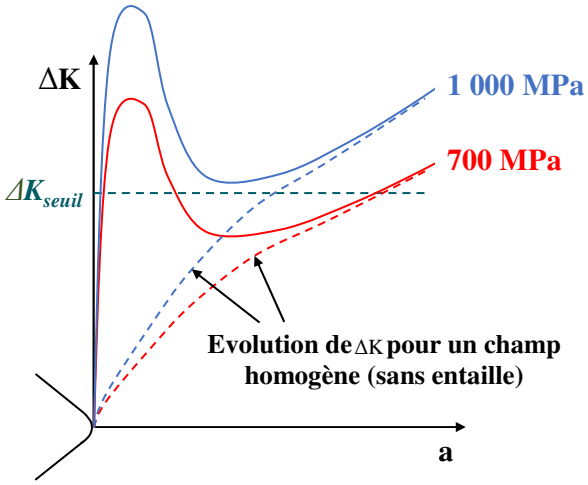


Figure B-27 – Evolution schématique de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes au voisinage de l'anomalie

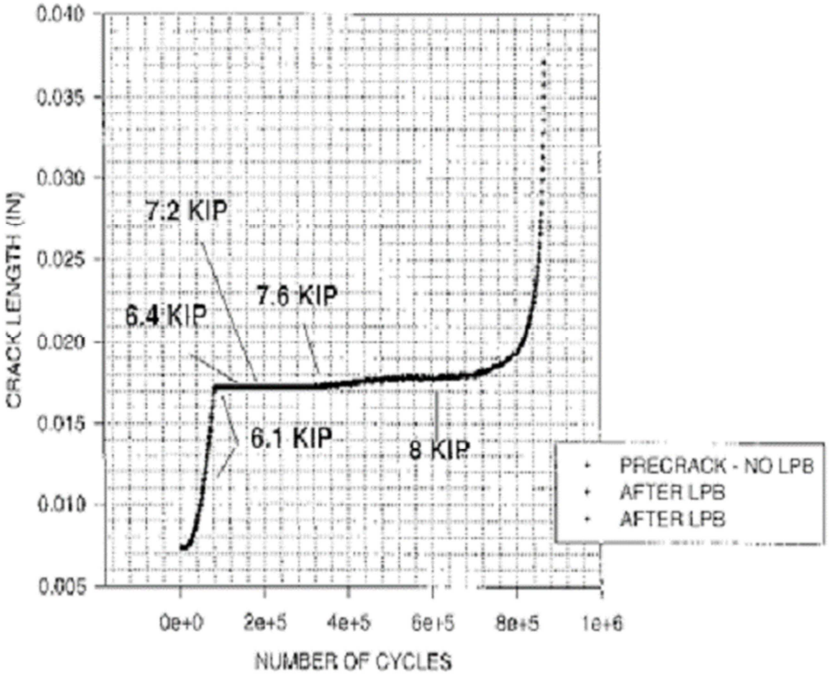


Figure B-28 – Effet des contraintes résiduelles sur la propagation d'une fissure (Prevéy et al., 2000)

En ce qui concerne les zones de propagation, elles présentent pour toutes les conditions de sollicitation évaluées une zone moins rugueuse, voire lisse, s'étendant jusqu'à 20 µm de profondeur au fond de la rayure et 40 µm dans les coins, comme le montre la **Figure B-29**. Nous pourrions supposer que les vitesses de propagation sont si faibles que ces dernières sont proches du seuil de propagation. Cependant, la **Figure B-30** présente un faciès de rupture pour des vitesses de propagation proches du seuil, dans l'Udimet 720 Li (matériau possédant une microstructure proche du René 65). Nous pouvons constater que le chemin de propagation est alors fortement dépendant de la microstructure du matériau, avec la présence de nombreuses facettes, ce que nous n'observons pas. D'après **Luo et Bowen, 2004**, la formation de ces facettes, dans les superalliages à base nickel, serait due au mode de déformation plane en pointe de fissure, qui faciliterait la propagation de la fissure selon les différents plans de glissement. Dans notre cas, la présence de cette zone lisse semble liée aux

effets de fermeture, pouvant notamment être accentués par la présence de contraintes résiduelles de compression. En effet, la surface semble légèrement matée, comme l'illustre la **Figure B-31**.

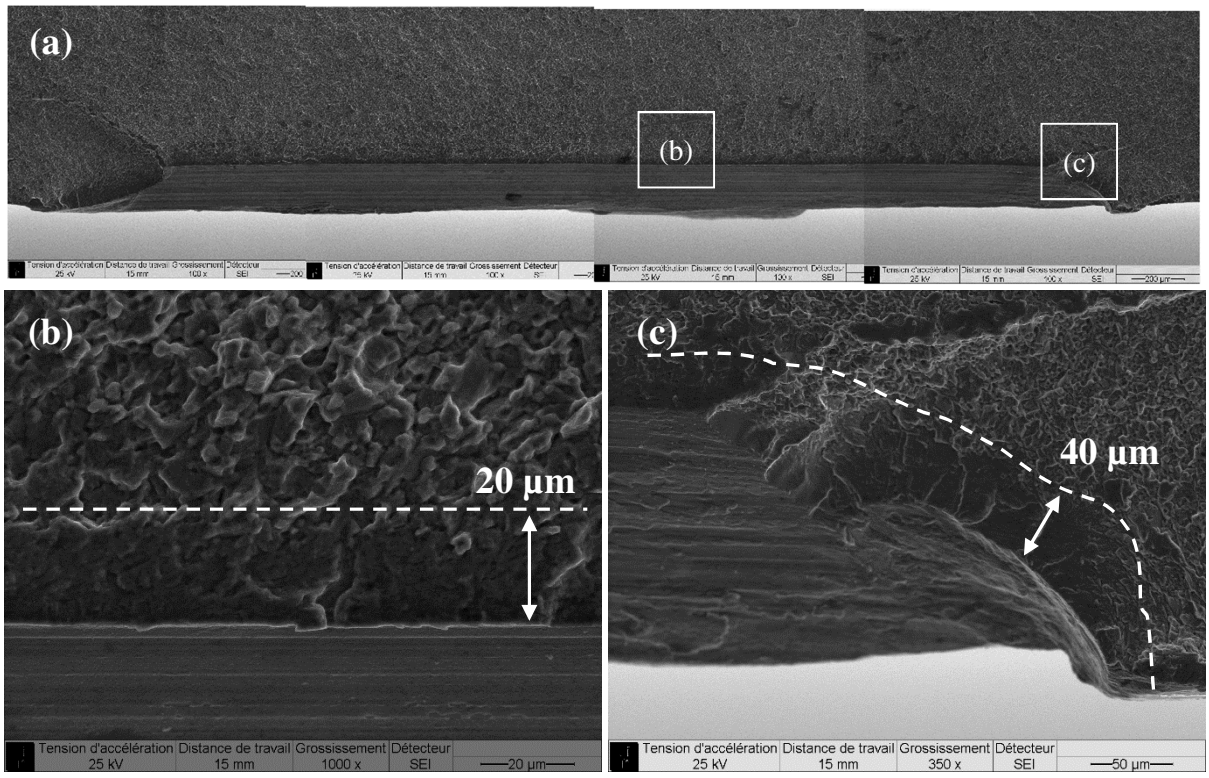


Figure B-29 – Zones moins rugueuses au fond (b) et dans les coins de la rayure (c)

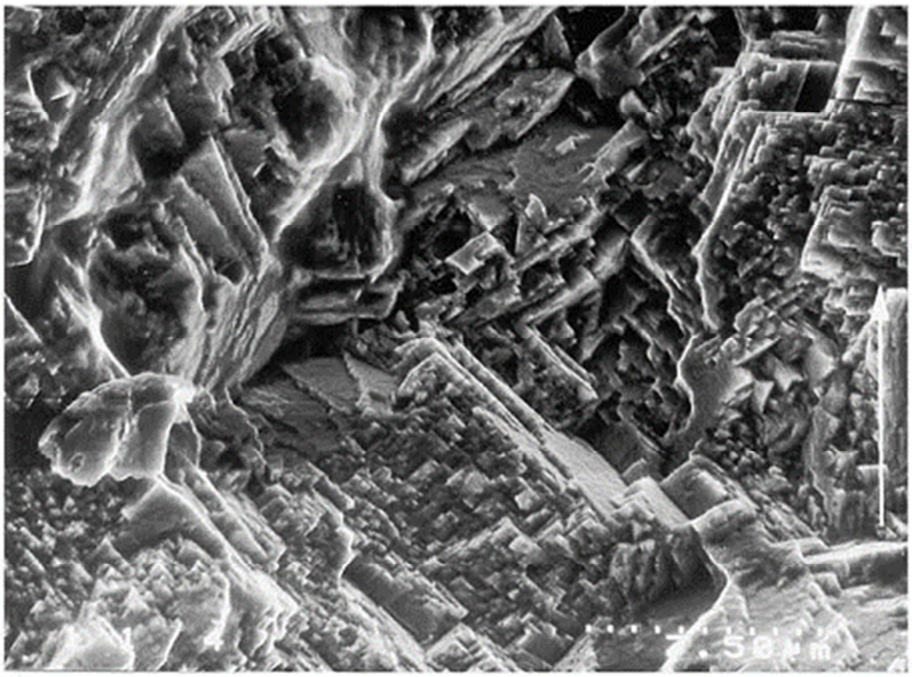


Figure B-30 – Faciès de rupture après propagation d'une fissure longue à ΔK = 11MPa√m (Luo et Bowen, 2004)

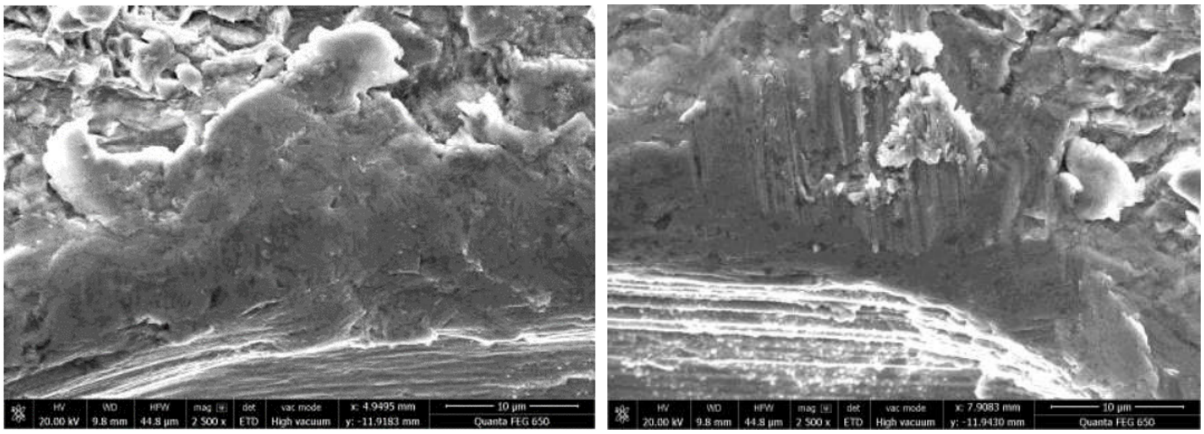


Figure B-31 – Zone matée en fond de rayure (observations Snecma)

B.2.2.3.2. Analyse de l'amorçage pour les anomalies de type choc

L'utilisation des marquages thermiques a permis de montrer que les chocs conduisent à des amorçages sur toute la longueur de l'anomalie, comme l'illustre la **Figure B-32**. Nous observons la présence de trois fronts de fissure de forme semi-elliptique, le premier front s'étendant bien sur toute la longueur du choc. Bien que 3 points ne sont pas suffisants pour décrire la totalité de la forme du front de fissure, l'utilisation de cette technique a confirmé ces observations. Comme le montre la **Figure B-33**, la propagation de la fissure, après 40 000 cycles, soit 73% de la durée de vie totale de l'anomalie, semble être homogène sur l'ensemble du front de fissure. La même représentation pour la rayure, présentée précédemment en **Figure B-24**, ayant été testée dans les mêmes conditions, renforce également cette impression. En effet, nous pouvons observer sur les extrémités du choc une augmentation non négligeable du potentiel contrairement à ce qui avait été relevée pour la rayure. De plus, ces essais nous permettent de montrer l'intérêt de la méthode du suivi de potentiel par trois points de mesure dans le cas d'une propagation plus complexe.

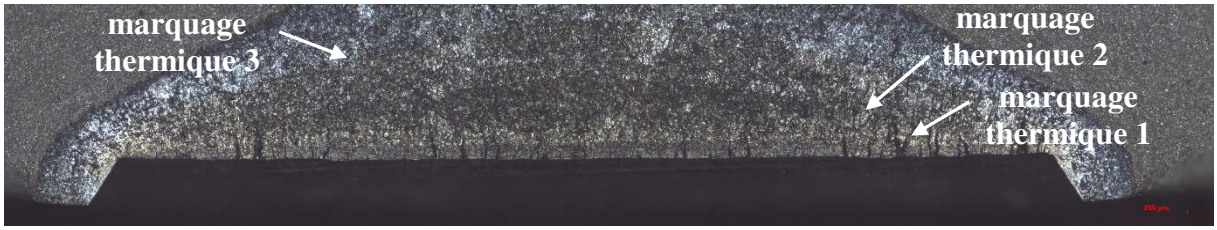


Figure B-32 – Amorçage de fissure à partir d'anomalies de surface de type choc

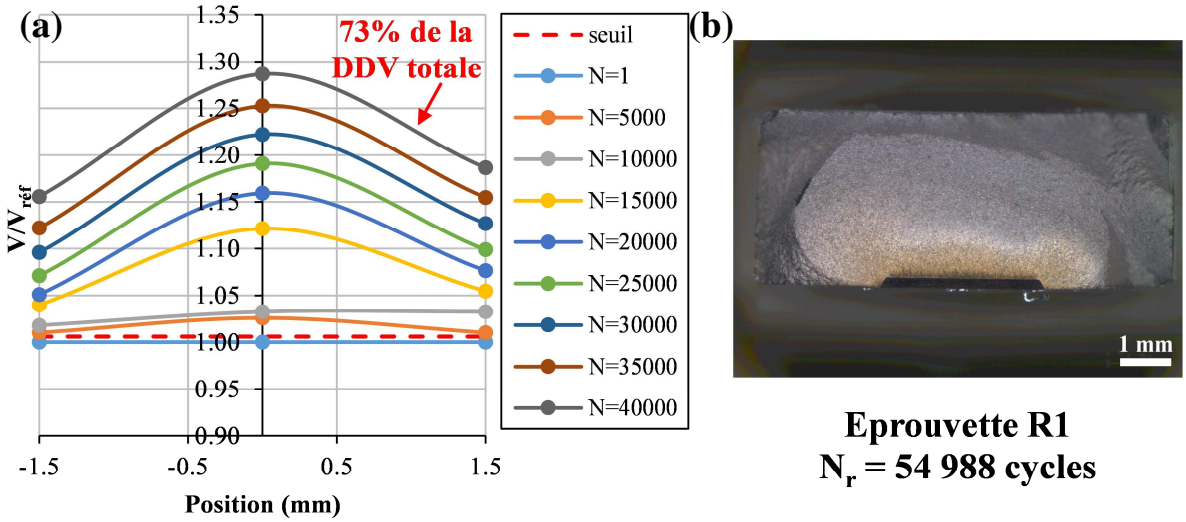


Figure B-33 – (a) Evolution de la différence de potentiel normée en fonction de la position des points de mesure et (b) faciès de rupture correspondant : choc 150 µm 400°C / 700 MPa

Une analyse fractographique des faciès de rupture a également été effectuée pour les anomalies de type choc. Contrairement aux rayures, des différences de comportement ont été observées en fonction des conditions de sollicitation. Ainsi à 700°C, les anomalies de type choc présentent une zone moins rugueuse similaire aux rayures sur une profondeur d'environ 50 µm (**Figure B-34**). Cette zone est plutôt homogène sur toute la longueur du choc. A 400°C, un comportement tout à fait différent est observé, puisqu'une zone d'arrachement est présente sur une profondeur d'environ 50 µm à 100 µm au fond du choc, comme l'illustre la **Figure B-35**. Nous ne savons pas si cette zone s'étend jusqu'aux coins en raison du matage qui y est observé. La présence de cette zone d'arrachement est probablement due à l'écrouissage important du matériau résultant de l'introduction du choc. En effet, les observations microstructurales sous les anomalies de type choc ont montré une zone écrouie allant jusqu'à 80 µm de profondeur sous l'anomalie, avec la présence de nombreuses lignes de glissement et de précipités fragmentés (**Chapitre A**). Cependant, cette zone d'arrachement n'est pas visible sur les faciès de rupture des éprouvettes testées à 700°C. Ceci est vraisemblablement dû à l'activation de phénomènes de relaxation à cette température. En outre, cette différence de comportement pourrait expliquer pourquoi nous observons un amorçage plus rapide pour les anomalies de type choc à 400°C, en comparaison aux anomalies de type rayure.

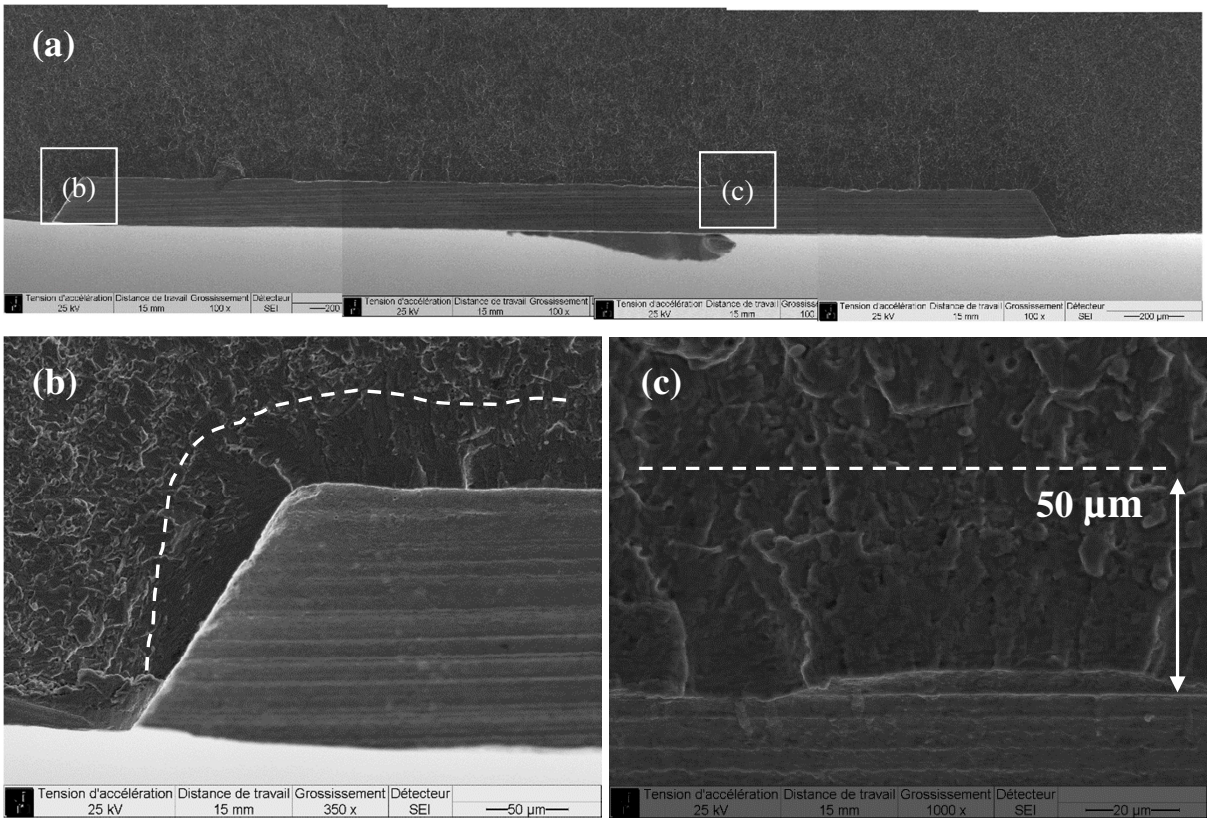


Figure B-34 – (b) Zones moins rugueuses au fond et (c) dans les coins du choc (essai réalisé à 700°C)

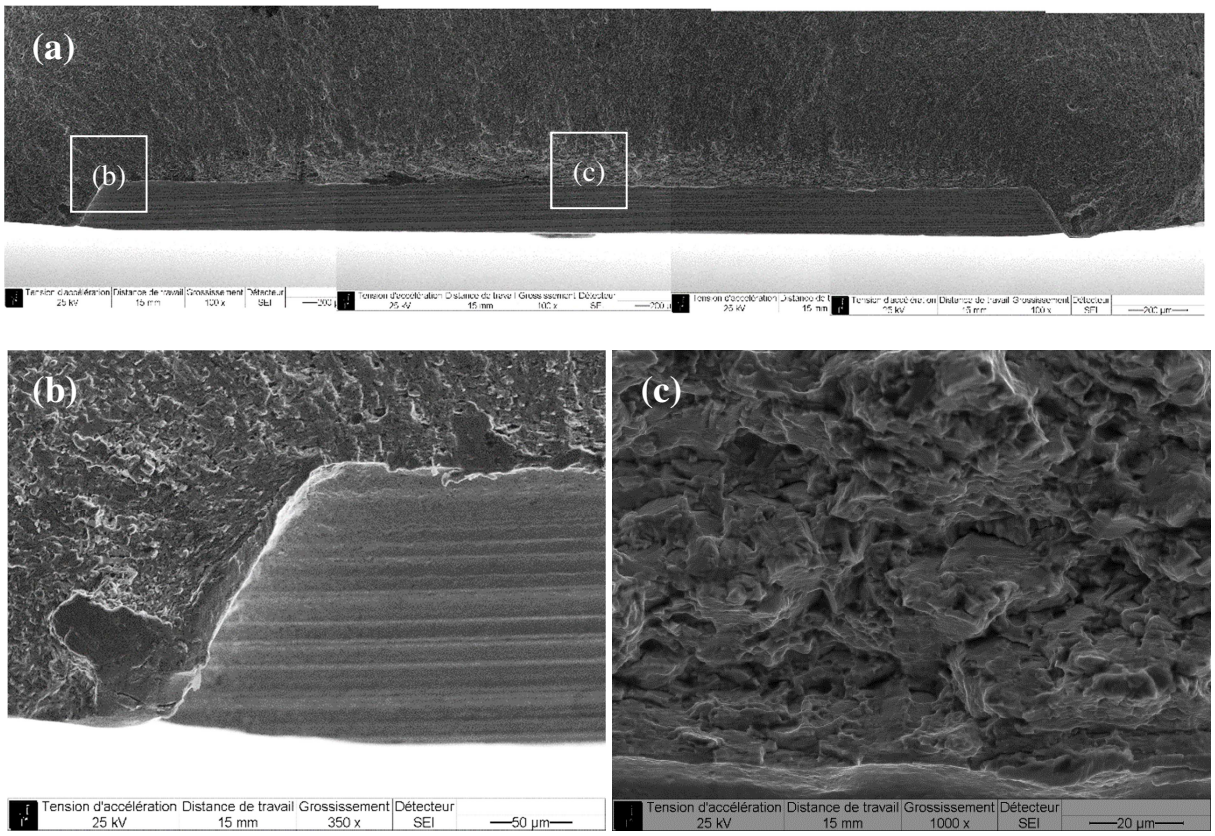


Figure B-35 – (b) Zones moins rugueuse dans le coin et (c) d'arrachement sous le choc (essai réalisé à 400°C)

B.2.2.3.3. Analyse de l'amorçage pour les anomalies à géométrie régulière

Les observations des sites d'amorçages concernant les anomalies semi-circulaires et semi-elliptiques n'ont pas montré la présence d'une zone lisse en fond d'anomalie. La **Figure B-36** présente un exemple d'amorçage de fissure à partir d'une anomalie semi-circulaire.

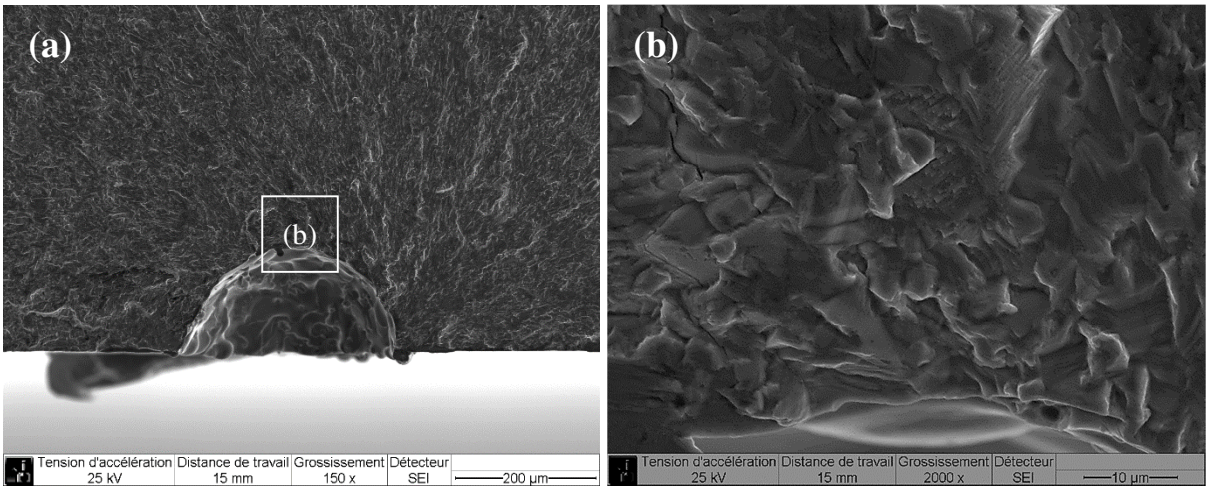


Figure B-36 – Amorçage d'une fissure à partir d'une anomalie de surface EDM

Conclusions intermédiaires :

Dans la majorité des conditions de sollicitation, l'amorçage de fissures à partir d'anomalies de surface de type rayure et choc est rapide (de 3% à 20% de la durée de vie totale). Nous avons également montré à l'aide de marquages thermiques et du suivi de potentiel 3 points, la différence de comportement à l'amorçage entre les rayures et les chocs. Ainsi, une fissure s'amorcera le long du choc tandis qu'elle s'amorcera plutôt au fond de la rayure. Nous avons expliqué cet amorçage au fond des rayures par la variation de la vitesse d'usinage lors de leur fabrication. La vitesse d'usinage est donc un paramètre important, au même titre que la profondeur, pouvant modifier le comportement en propagation des fissures s'amorçant au fond des rayures.

Une autre différence de comportement se situe au niveau de la présence, ou non, d'une zone lisse sous les anomalies de surface. Nous avons observé pour toutes les conditions sollicitées une zone moins rugueuse sous les anomalies de type rayure, due à l'apparition de phénomènes de matage lors de la fermeture de la fissure. Un même constat peut être fait pour les chocs à 700°C alors qu'une zone d'arrachement est observée à 400°C. L'écrouissage important observé sous ce type d'anomalie est responsable de cette différence de comportement, et l'absence de cette zone à 700°C est probablement due à l'activation de phénomènes de relaxation.

B.2.3 Propagation et rupture

B.2.3.1. Vitesses de propagation

B.2.3.1.1. Exploitation et validation des mesures de potentiel

B.2.3.1.1.1. Détermination de la courbe de calibration

La méthode du suivi électrique mise en place au sein du laboratoire est robuste et précise. La courbe de calibration, reliant la différence de potentiel mesurée à la longueur de fissure, se doit de l'être tout autant. **Doremus et al., 2015** ont proposé un outil de calibration numérique, se basant sur des paramètres expérimentaux, permettant de déterminer une courbe de calibration. Cet outil numérique, développé dans le code éléments finis *Abaqus* couplé à un script *Python*, permet de calculer la différence de potentiel au cours de la propagation d'une fissure. Cette propagation est entièrement déterminée par l'utilisateur, qui fixe la position et la forme de la fissure à analyser. Les différents paramètres d'entrée de cet outil sont donnés ci-après :

- L'évolution moyenne du front de fissure (rapport d'ellipticité c/a) est déterminée à l'aide des marquages thermiques. Lorsque la fissure est non débouchante, nous considérons la profondeur de fissure a, comme étant la longueur à partir du fond de l'anomalie. Lorsque la fissure est débouchante, la profondeur de l'anomalie est alors prise en compte. Comme l'illustre la **Figure B-37**, les évolutions du rapport d'ellipticité des fissures s'amorçant à partir des rayures et des chocs sont confondues. Par conséquent, il n'est pas nécessaire d'établir une courbe de calibration distincte pour chaque type d'anomalie. Les zones correspondant à des fissures non débouchantes et débouchantes sont clairement identifiées. Ainsi, pour des profondeurs de fissure inférieures à 0,5 mm, les fissures sont non débouchantes, et elles sont débouchantes pour des profondeurs supérieures à 1 mm. Il existe une zone de transition entre ces deux profondeurs pour laquelle les deux configurations sont observées.
- **Doremus, 2014** a montré, par une analyse paramétrique, que c'est la position centrale de l'empreinte qui est déterminante dans la mesure électrique. C'est pourquoi, la position des points de soudure est évaluée en mesurant la distance entre le centroïde de l'empreinte et le plan de propagation, à l'aide d'un logiciel de traitement et d'analyse d'images (*ImageJ*), comme le montre la **Figure B-38**.
- L'anomalie de surface n'est pas modélisée. En effet, l'écart entre les courbes de calibration obtenues, par calcul numérique, avec et sans anomalie de surface, est inférieur à 3%. De plus, la courbe de calibration sera ainsi utilisable indépendamment du type d'anomalie et de sa profondeur.
- La conductivité électrique du matériau est nécessaire pour le calcul numérique. Etant donné le manque d'information concernant le René 65, nous prendrons la conductivité électrique de l'Inconel 718DA à température ambiante. Toutefois, la norme de la différence de potentiel mesurée par une différence de potentiel de référence, $V_{réf}$, nous permet de nous affranchir de la dépendance aux propriétés électriques du matériau.

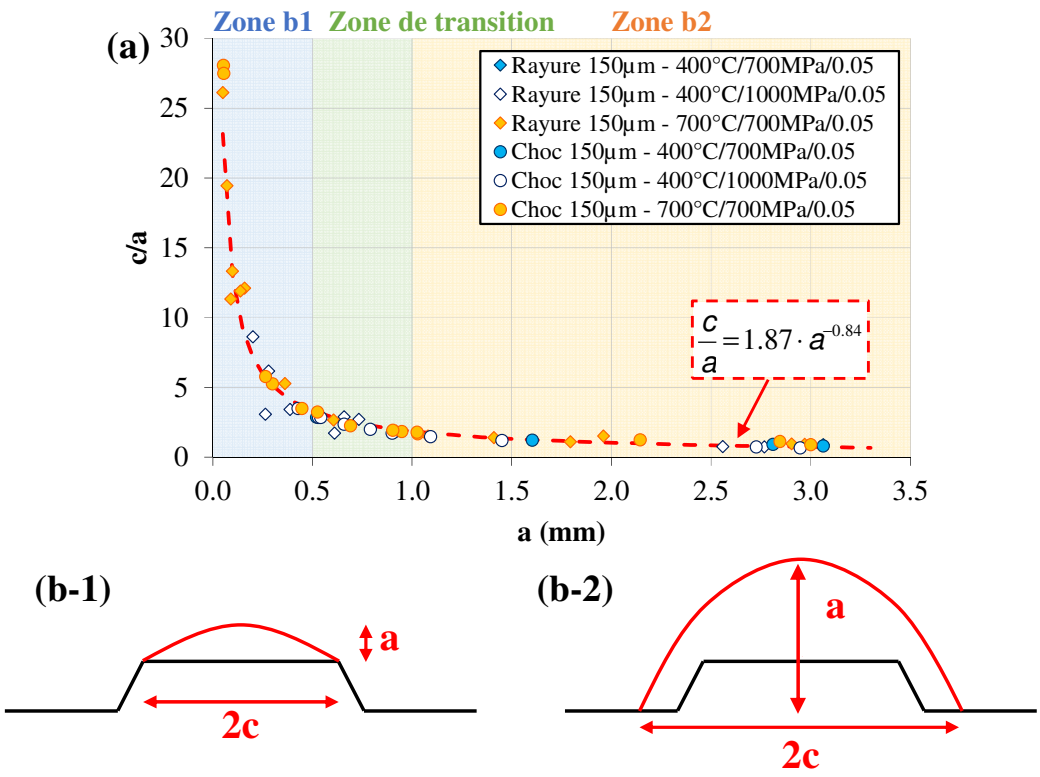


Figure B-37 – (a) Evolution du rapport d'ellipticité en fonction des différentes conditions de sollicitations (mesures des marquages thermiques) et (b) profondeur et longueur à la surface libre mesurées

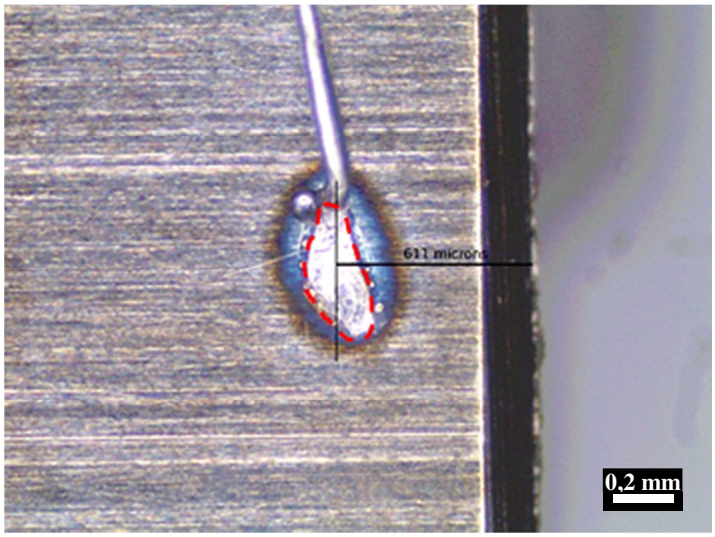


Figure B-38 – Détermination de la distance des points de soudure

La **Figure B-39** présente la courbe de calibration brute, en traits pointillés. Bien que robuste et prenant en compte tous les paramètres susceptibles d'influencer la mesure de potentiel, la stratégie de calibration employée présente un écart plus ou moins important, notamment pour de faibles profondeurs de fissure. Il existe également un écart conséquent pour les éprouvettes testées à 1 000 MPa de contrainte maximale. En effet, pour ce niveau de sollicitation, nous avons observé une surface fissurée moins importante, pour une profondeur de fissure donnée, comparée aux essais réalisés à plus faible contrainte. Il est donc normal que

la différence de potentiel mesurée soit moindre. Nous reviendrons sur ce constat expérimental dans la suite de ce chapitre. Ceci dit, l'écart observé peut être expliqué par la plasticité. En effet, la plasticité est le seul paramètre non pris en compte dans cette stratégie de calibration. En outre, elle constitue un paramètre non négligeable, influençant de manière importante la mesure électrique (**Černý, 2004**). Afin de tenir compte de cette plasticité, nous avons déterminé une erreur résiduelle (erreur commise entre le calcul numérique et la valeur expérimentale), permettant par la suite un recalage des valeurs de potentiel déterminées numériquement. Ainsi, la prise en compte de cette erreur résiduelle permet de réduire l'erreur totale de 7,1% à 4,6%, sur l'ensemble des points expérimentaux. De plus, nous pouvons constater que l'évolution de la profondeur de fissure en fonction de la différence de potentiel semble mieux décrire les premiers stades de la propagation, qui constituent un élément important de notre étude.

La **Figure B-40** présente une synthèse de la détermination de la courbe de calibration. Ainsi la courbe de calibration est déterminée par un calcul numérique par éléments finis, basé sur l'évolution expérimentale du rapport d'ellipticité *c/a*. Une correction est ensuite apportée afin de prendre en compte les effets de plasticité sur la valeur du potentiel mesuré.

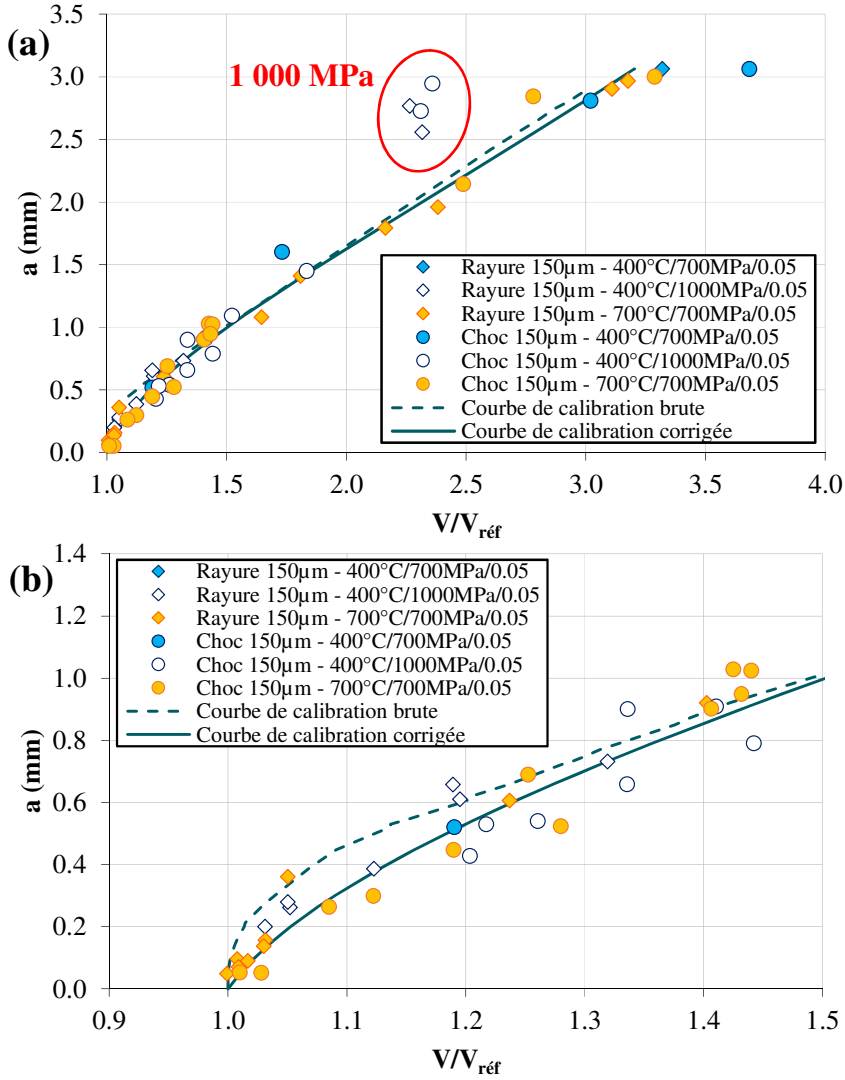


Figure B-39 – (a) Courbe de calibration numérique unique déterminée, (b) zoom sur le début de la courbe

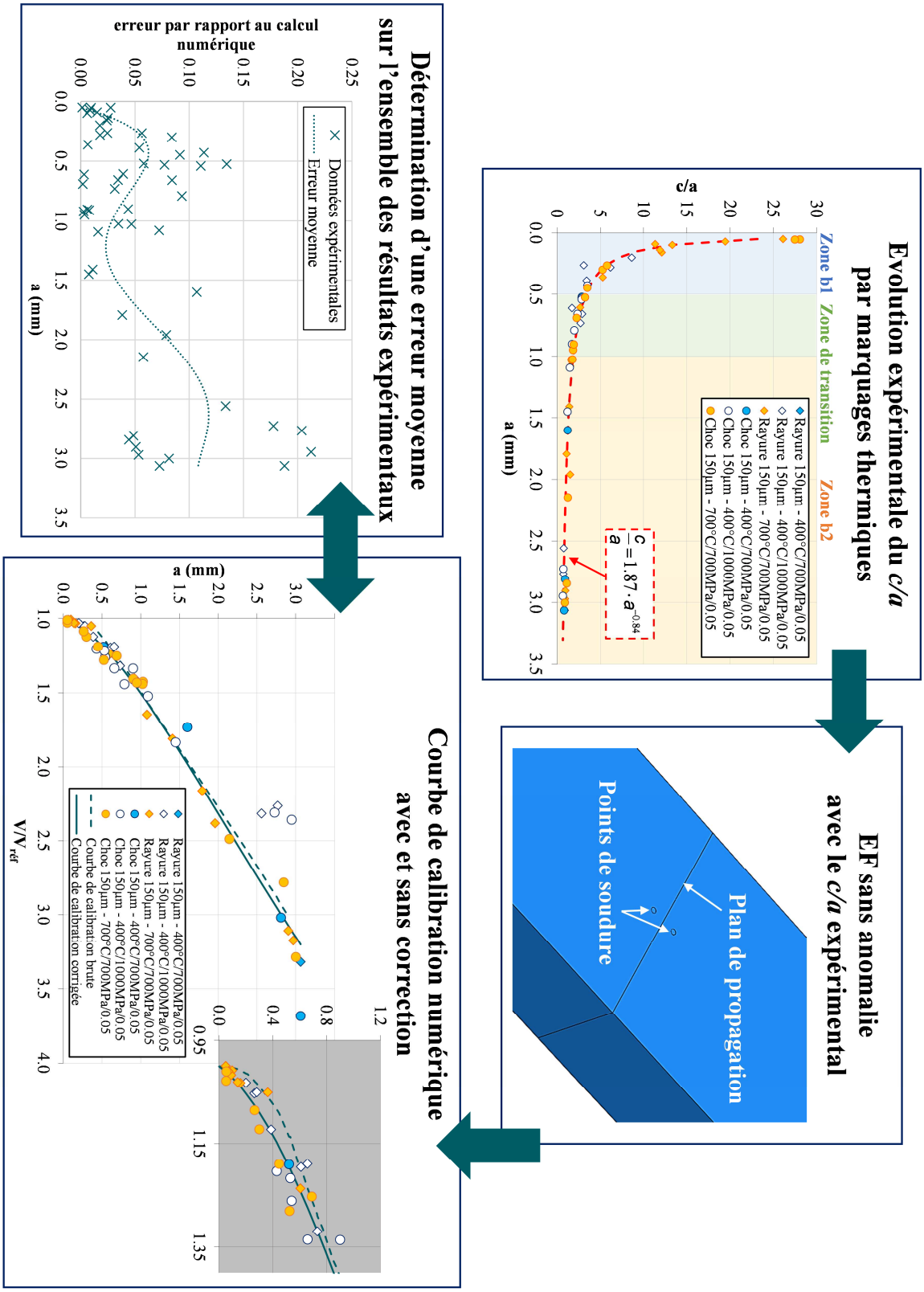


Figure B-40 – Schéma synoptique du calcul de la courbe de calibration numérique

B.2.3.1.1.2. Exploitation des mesures de potentiel

L'exploitation des mesures de potentiel s'effectue en plusieurs étapes. La première consiste à normer la différence de potentiel mesurée par une valeur de référence, $V_{réf}$. De manière générale, les valeurs de la différence de potentiel mesurées sont normées par la valeur initiale, en l'absence d'une fissure (**Gandossi et al., 2001**). Cependant, certains auteurs font le choix de normer ces valeurs par une différence de potentiel mesurée loin de la fissure (**Černý et al., 2012**) ou bien encore par une valeur mesurée pour une longueur de fissure donnée (**Enmark et al., 1992**). Il ne semble pas exister une règle standard quant au choix de cette valeur de référence. Dans le cadre de cette étude, nous avons choisi d'identifier une courbe de calibration numérique ne prenant pas en compte la présence de l'anomalie de surface. Par conséquent, il n'est pas possible de normer les valeurs relevées par une valeur expérimentale initiale, puisque cette valeur dépend de la géométrie de l'anomalie de surface étudiée. De plus, cela crée une certaine incohérence par rapport à la stratégie de calibration mise en place qui ne simule pas la présence de l'anomalie. Par conséquent, nous normons les valeurs de différence de potentiel mesurées par une valeur de référence corrigée, $V_{réf,corr}$. Celle-ci est déterminée de telle sorte que l'anomalie de surface corresponde à une fissure de forme elliptique et de mêmes dimensions, comme l'illustre la **Figure B-41**. Ainsi, $V_{réf,corr}$ est calculée de manière à ce que l'**Equation (1)** reste valable, avec V_{ini} correspondant à la différence de potentiel initiale mesurée, a_{ini} à la profondeur de l'anomalie de surface étudiée et f la courbe de calibration inverse.

$$\frac{V_{ini}}{V_{réf,corr}} = f(a_{ini}) \qquad (1)$$

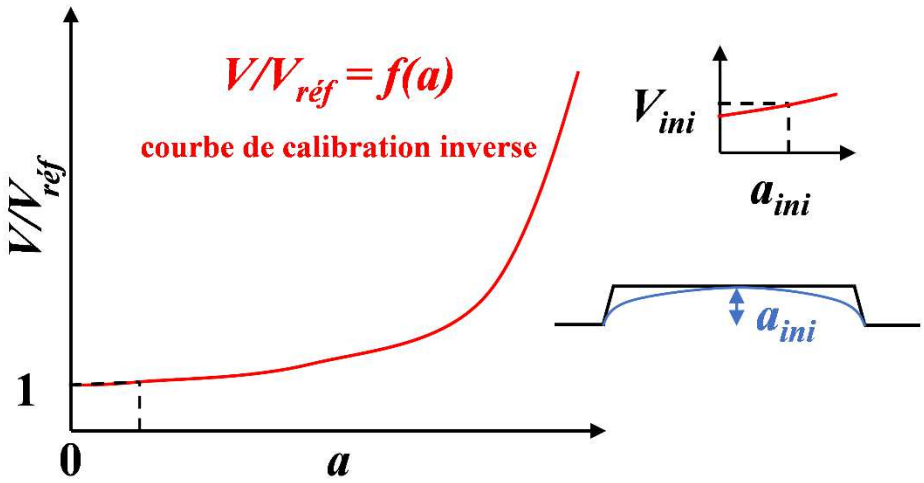


Figure B-41 – Principe de la détermination de $V_{réf,corr}$

Bien que le bruit électrique soit réduit à son strict minimum, il est possible qu'il en reste, particulièrement à haute température, ce qui peut conduire à une exploitation des mesures de potentiel erronée. C'est pourquoi une réduction du bruit est appliquée par un lissage des mesures expérimentales. Pour ce faire, une moyenne mobile est calculée sur l'ensemble du signal électrique, sur un nombre de cycles déterminé par l'**Equation (2)** :

$$x = \frac{N_{\exp}}{300}$$ où x est le nombre de cycles et N_{exp} la durée de vie (2)

Ce nombre de cycles nous permet de lisser correctement les mesures expérimentales tout en gardant un nombre de points conséquents lorsque les durées de vie sont faibles, ou minimum lorsque ces dernières sont importantes. La **Figure B-42** présente le résultat de cette méthodologie, avec les deux suivis électriques non traités (V_a et V_b) ainsi que les signaux lissés (carrés).

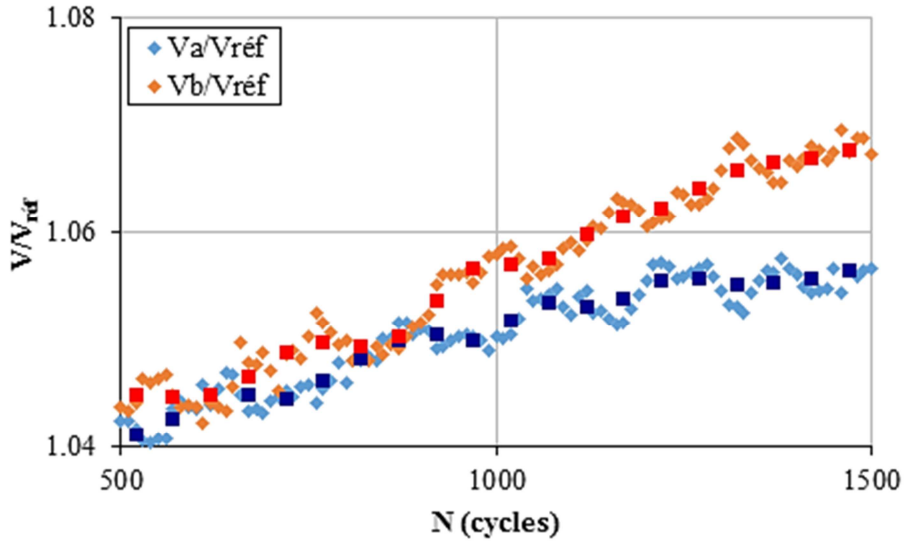


Figure B-42 – Réduction du bruit sur les mesures expérimentales de la différence de potentiel

La profondeur de fissure est calculée à l'aide de la courbe de calibration précédemment identifiée. L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes, ΔK, est ensuite calculée. Ce dernier est déterminé au sommet du front de fissure à l'aide du formulaire de **Newman et Raju, 1981**, détaillé en **Annexe B**. La demi-longueur de fissure à la surface libre, c, est quant à elle évaluée en utilisant l'évolution du rapport d'ellipticité, c/a, observée expérimentalement. Cette demi-longueur est calculée indépendamment du type d'anomalie et ne rend donc pas compte de la différence de morphologie du front de fissure observée, notamment pour les anomalies de type rayure où une propagation plus prononcée au fond de cette dernière a été constatée (**Figure B-23**). Nous pourrions également nous poser la question de la cohérence de l'utilisation de cette évolution, dont le but est de montrer un effet des contraintes résiduelles sur la vitesse de propagation, puisque celle-ci tient déjà compte à la fois de la concentration de contraintes et des contraintes résiduelles. Néanmoins, malgré le nombre de points peu significatif, lorsque nous ajoutons les marquages thermiques des anomalies semi-elliptiques (sans contraintes résiduelles), ceux-ci semblent suivre la même évolution comme le montre la **Figure B-43**. Cette étape constitue une faiblesse de l'approche proposée mais est toutefois nécessaire pour étudier l'effet des contraintes résiduelles sur la vitesse de propagation. A noter également que les contraintes locales ne sont pas prises en compte dans le dépouillement. Seule la contrainte nominale, appliquée sur l'éprouvette, est utilisée. De plus, le facteur d'intensité des contraintes n'est pas corrigé sur la fin de la propagation.

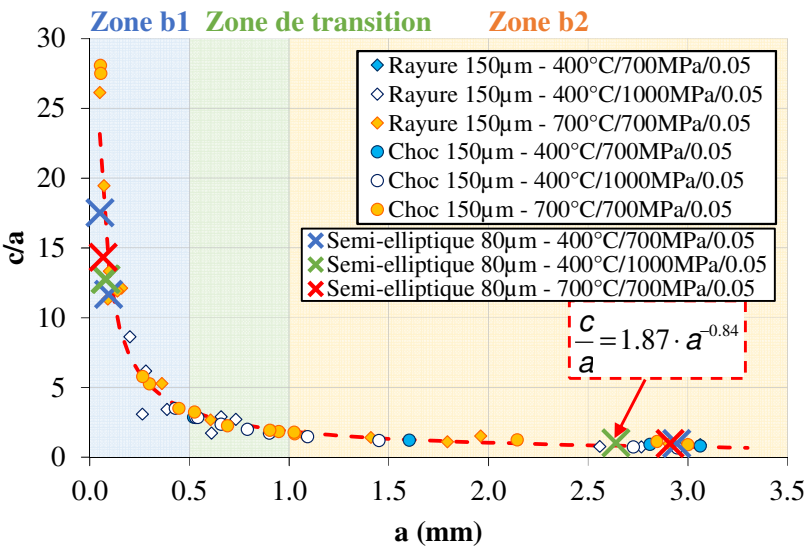
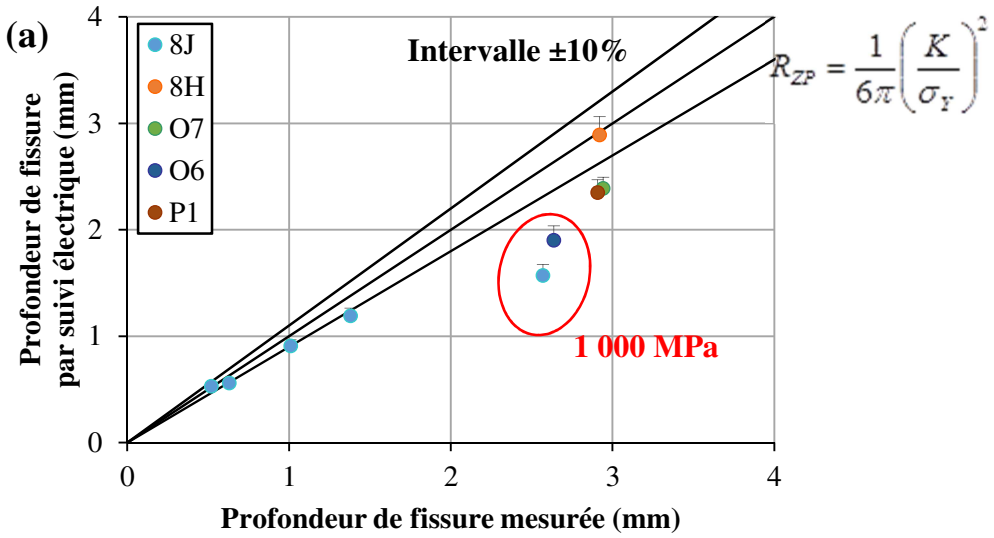


Figure B-43 – Evolution du rapport d'ellipticité *c/a* des anomalies de type rayure, choc et semi-elliptique

B.2.3.1.1.3. Validation de la méthode de dépouillement

Afin de vérifier la validité des mesures électriques relevées ainsi que la méthode de dépouillement proposée, il convient de contrôler différents paramètres. Tout d'abord, nous avons comparé la profondeur de fissure obtenue à l'aide du suivi électrique par rapport à la profondeur de fissure mesurée sur les échantillons *post-mortem*. Nous savons que la plasticité influence les mesures électriques de manière non négligeable. Bien qu'elle soit prise en compte de manière implicite dans la stratégie de calibration par le calcul d'une erreur résiduelle, nous avons ajouté une barre d'erreur correspondant au rayon de la zone plastique en pointe de fissure, déterminé par la relation proposée par *Irwin*. Ainsi, nous pouvons constater un bon accord entre les deux valeurs, que ce soit pour les anomalies semi-circulaires, semi-elliptiques ou pour les anomalies de surface de type rayure et choc (**Figure B-44**). Les points présentant le plus d'écart sont ceux pour lesquels une contrainte maximale de 1 000 MPa a été appliquée, où nous avons mis en évidence une surface fissurée moins importante.



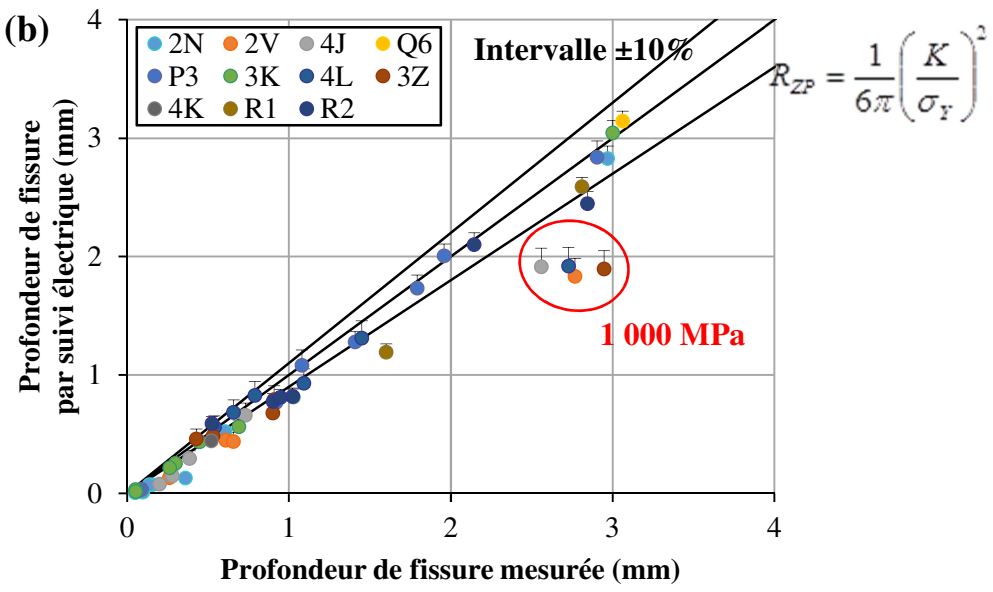


Figure B-44 – (a) Comparaison des profondeurs de fissure obtenues par suivi électrique et mesurées pour les anomalies à géométrie régulière et (b) pour les rayures et chocs

Dans le but de vérifier également les vitesses de propagation, des mesures d'interstries ont été effectuées au microscope électronique à balayage. La **Figure B-46** présente la comparaison entre les vitesses de propagation obtenues par exploitation des mesures de potentiel et par analyse des distances interstries pour les différents types d'anomalie. Une barre d'erreur de 20% est tracée pour les vitesses de propagation issues de l'analyse des interstries. Cette erreur se justifie par la difficulté de comptage du nombre de stries, en particulier pour les faibles vitesses de propagation.

Nous pouvons remarquer qu'il existe une bonne corrélation entre les vitesses provenant du suivi électrique et celles issues de l'analyse des interstries, pour des vitesses de propagation comprises entre 1.10^{-7} et 1.10^{-6} m/cycle, correspondant à une longueur de fissure comprise entre 300 µm et environ 1 mm. **Miller, 1969** a montré que pour des faibles vitesses de propagation, la distance interstrie pouvait ne pas correspondre à l'avancée de la fissure sur un seul cycle mais sur plusieurs. Il a également montré que pour des vitesses de propagation supérieures à 1.10^{-6} m/cycle, la distance interstrie pouvait également tenir compte d'autres mécanismes de rupture tels que le clivage ou la coalescence de vides. Ceci expliquerait pourquoi notre stratégie de dépouillement conduit à des valeurs de vitesses conservatives pour de faibles profondeurs de fissures et surestimées pour de plus grandes vitesses de propagation. Toutefois, les mesures de distance interstrie valident, dans l'ensemble, les mesures expérimentales et l'exploitation du suivi électrique.

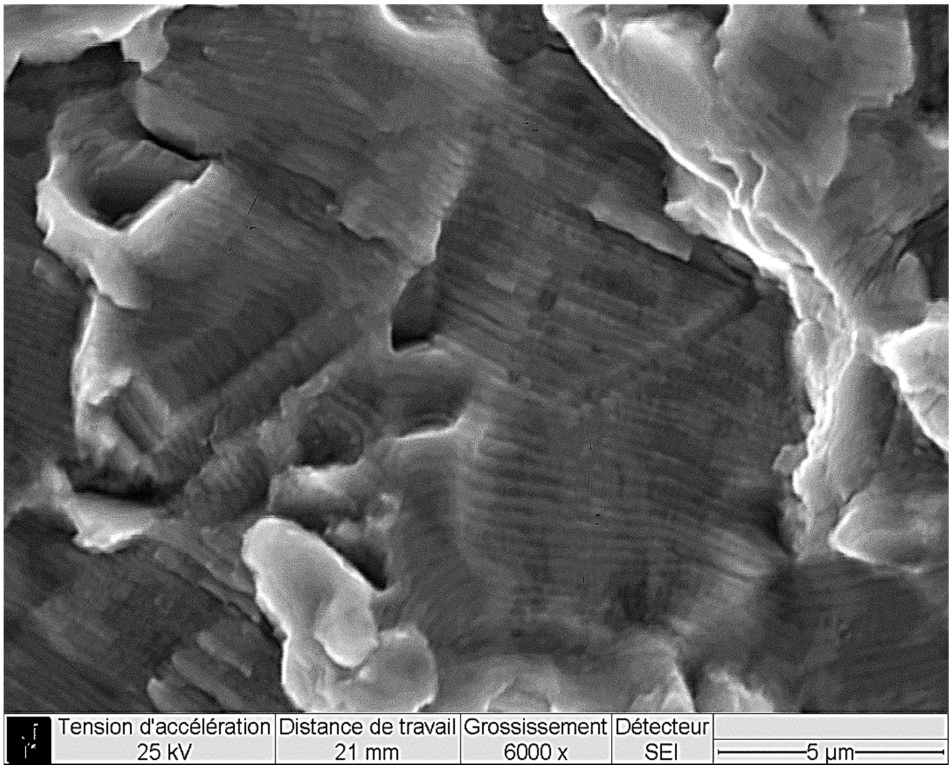
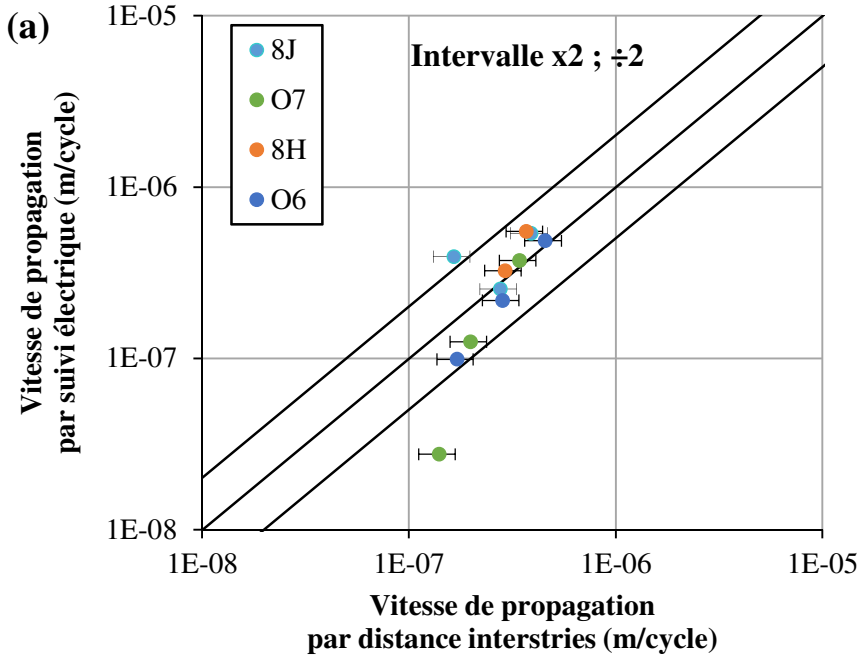


Figure B-45 – Exemple d'observation de stries de fatigue au microscope électronique à balayage



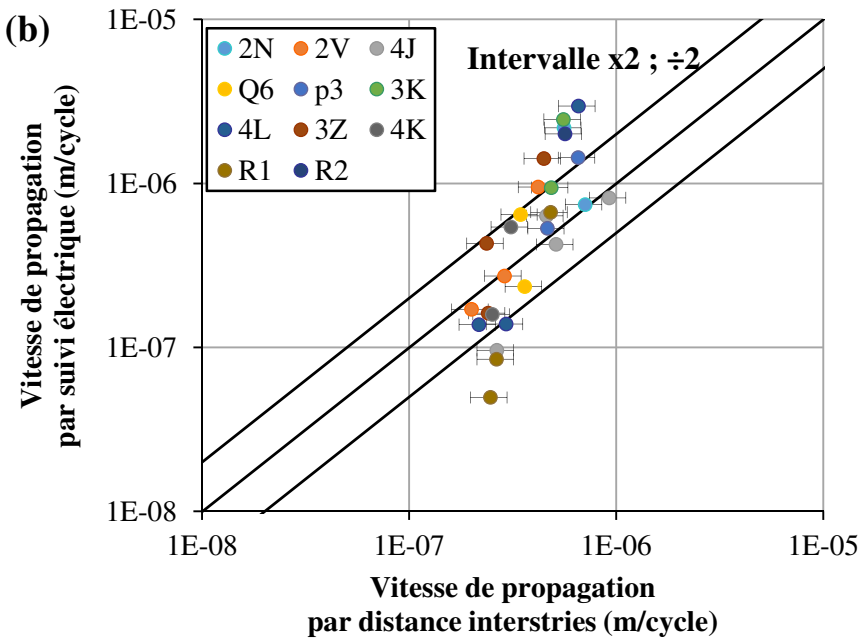


Figure B-46 – (a) Comparaison des vitesses de propagation obtenues par suivi électrique et par mesure de la distance interstries pour les anomalies à géométrie régulière et (b) pour les rayures et les chocs

B.2.3.1.2. Analyse des vitesses de propagation

B.2.3.1.2.1. Influence du type d'anomalie

La **Figure B-47** présente l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes, pour les anomalies de type rayure et choc, testées à 400°C et à une contrainte maximale de 700 MPa. Nous pouvons constater la présence d'un ralentissement de la propagation dans les premiers stades, pour l'anomalie de type rayure. En effet, elle apparaît plus faible en fond d'anomalie puis augmente progressivement, jusqu'à atteindre la loi de propagation des fissures longues du matériau (identifiée sur des éprouvettes CT et pour différents rapports de charge), à environ 33 MPa√m. A ce stade, la fissure a une profondeur de 797 µm. La fraction de durée de vie consommée pour atteindre cette profondeur, correspond à environ 90% de la durée de vie totale de l'anomalie. Cela signifie donc que la propagation de la fissure jusqu'à la rupture de l'éprouvette est très rapide.

Pour les anomalies de type choc, une évolution sensiblement différente est observée. En effet, la vitesse est fortement réduite et diminue même au début de la propagation, jusqu'à 32 MPa√m. La fissure a une profondeur moyenne de 660 µm, ce qui correspond à environ 76% de la durée de vie totale de l'anomalie. Une fois cette profondeur dépassée, la vitesse de propagation augmente rapidement et rejoint la vitesse de propagation des fissures longues du matériau. La longueur de fissure est alors d'environ 1,4 mm. En termes de ratio de vitesses, l'introduction d'une rayure ralentit davantage la propagation, par comparaison avec les anomalies de type choc. Néanmoins, il semblerait que la fissure sorte du champ mécanique initial créé par la rayure plus rapidement.

Comme l'illustre la **Figure B-48**, pour les anomalies à géométrie régulière, semi-circulaires et semi-elliptiques, aucun ralentissement de la propagation n'a été observé au-delà de 14 MPa√m. De plus, les vitesses de propagation obtenues semblent très proches de la loi de référence « fissures longues » déterminée par des essais de fissuration sur des éprouvettes CT dans l'alliage René 65. Ce résultat montre que le ralentissement de la propagation, observé pour les rayures et les chocs, n'intervient pas pour ce type d'anomalie.

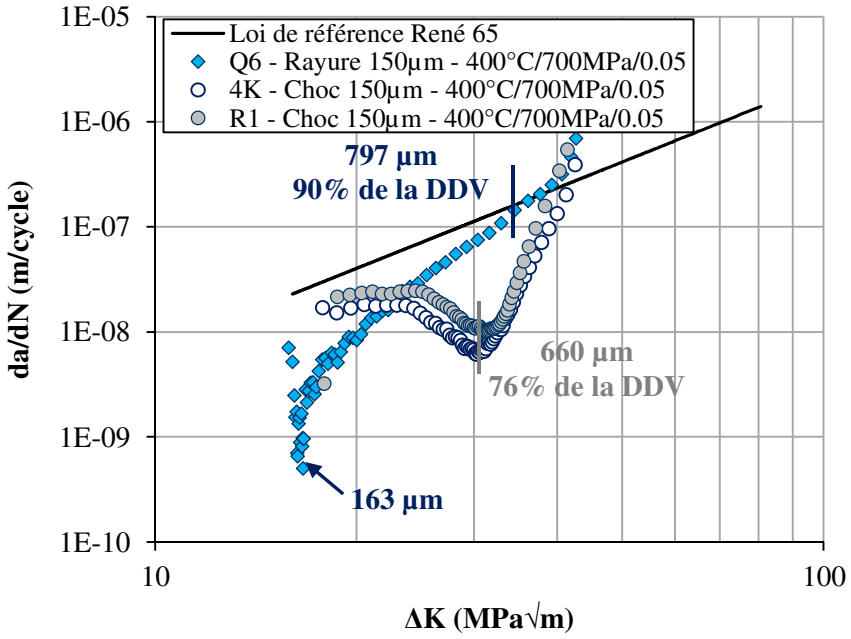


Figure B-47 – Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour les rayures et les chocs testés à 400°C et 700 MPa de contrainte maximale

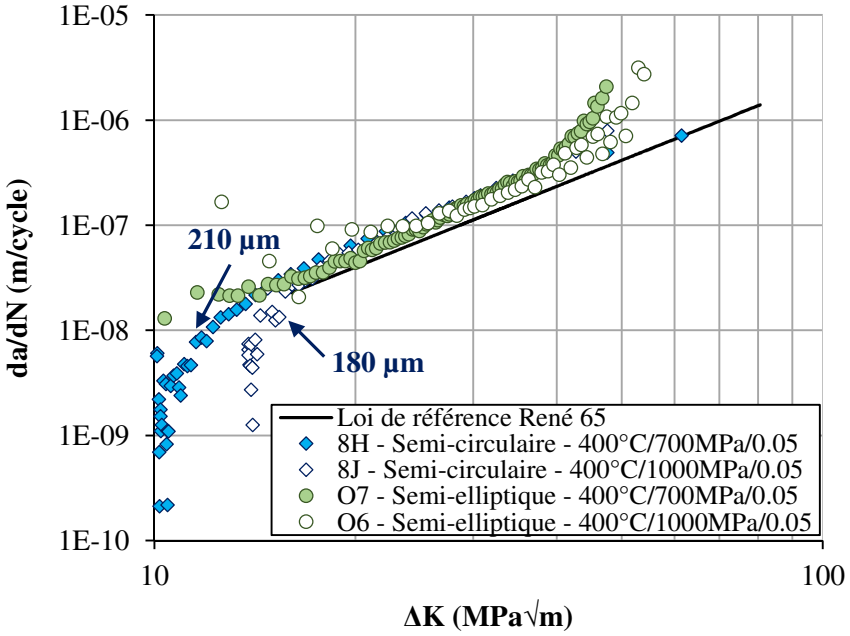


Figure B-48 – Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour les anomalies à géométrie régulière testées à 400°C

B.2.3.1.2.2. Influence du niveau de contrainte appliqué

L'augmentation de la contrainte maximale appliquée ne modifie pas la zone affectée par le ralentissement de la vitesse de propagation pour les anomalies de type choc, comme l'illustre la **Figure B-49**. Ainsi, à 1 000 MPa de contrainte maximale, la profondeur affectée est de 654 µm. La fraction de durée de vie consommée par la fissure pour atteindre cette profondeur est d'environ 79% de la durée de vie totale. Au-delà de cette profondeur, la vitesse de propagation augmente progressivement. Toutefois, nous pouvons constater, en **Figure B-49**, représentant l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la profondeur de fissure, que le ralentissement de la propagation n'est pas aussi marqué qu'à plus faible contrainte. Il en est de même pour les anomalies de type rayure. L'augmentation de la contrainte maximale ne modifie pas la zone affectée mais simplement le domaine du facteur d'intensité de contrainte concerné.

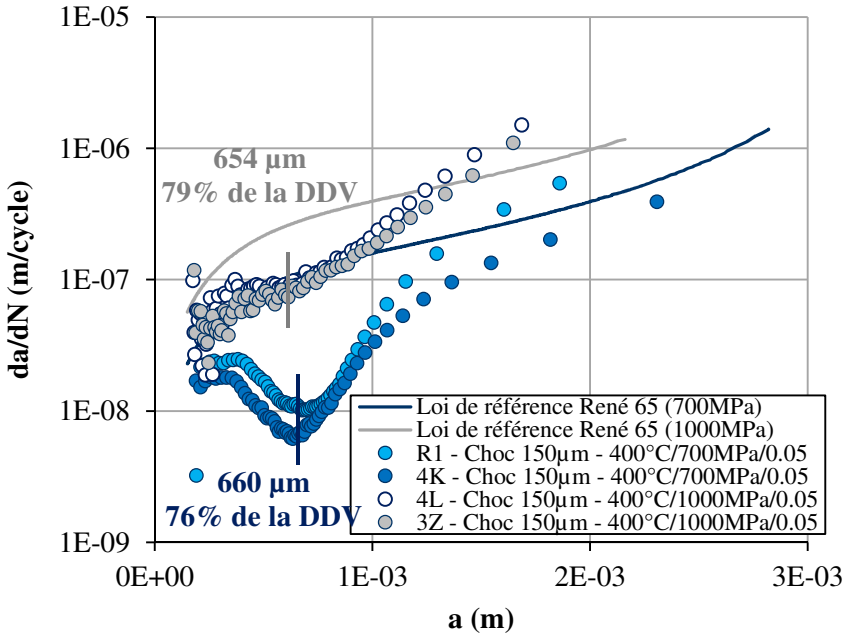


Figure B-49 – Vitesse de propagation en fonction de la profondeur de fissure pour les chocs testés à 400°C

B.2.3.1.2.3. Influence de la température

L'élévation de la température ne modifie pas non plus la profondeur affectée par le ralentissement de la propagation mais simplement les vitesses de propagation observées. Ainsi, pour les anomalies de type choc testées à 700°C, la vitesse de propagation est fortement ralentie jusqu'à une profondeur de 693 µm, ce qui correspond à 69% de la durée de vie totale, comme en témoigne la **Figure B-50**. La vitesse de propagation augmente rapidement une fois cette zone dépassée. Pour les anomalies de type rayure, la profondeur affectée s'étend jusqu'à 684 µm (71% de la durée de vie totale).

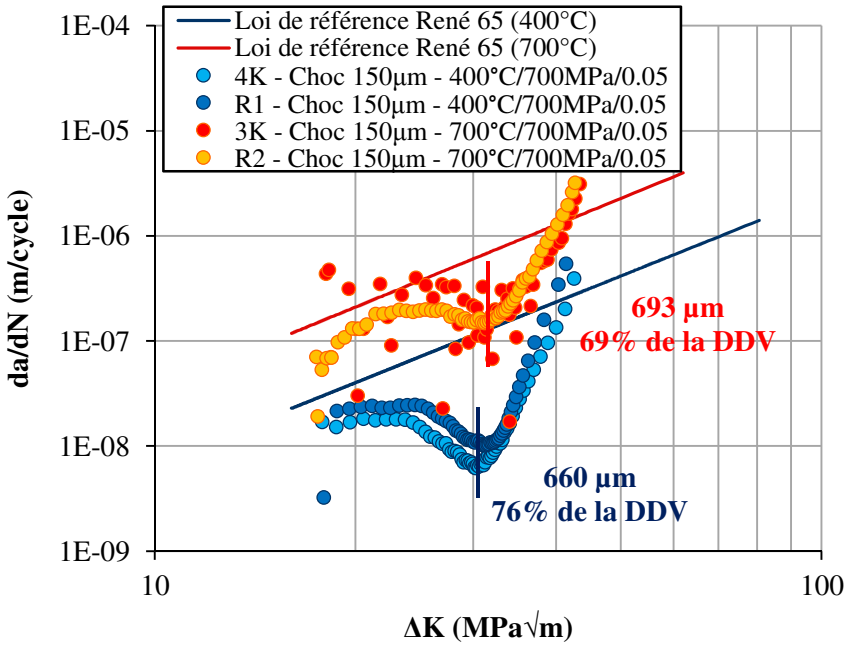
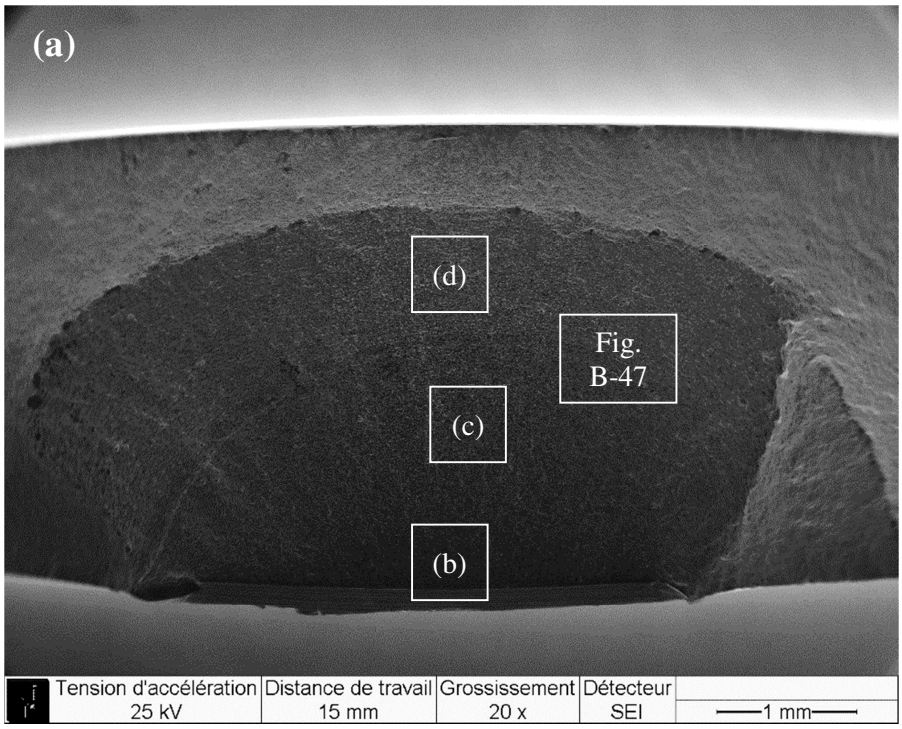


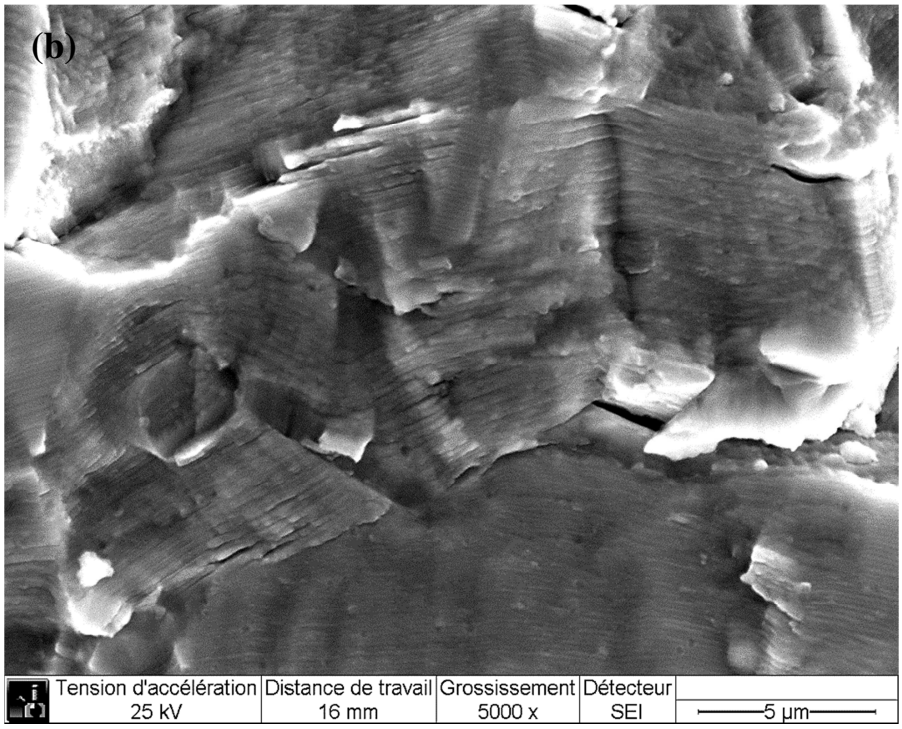
Figure B-50 – Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour les chocs testés à 400°C et 700°C

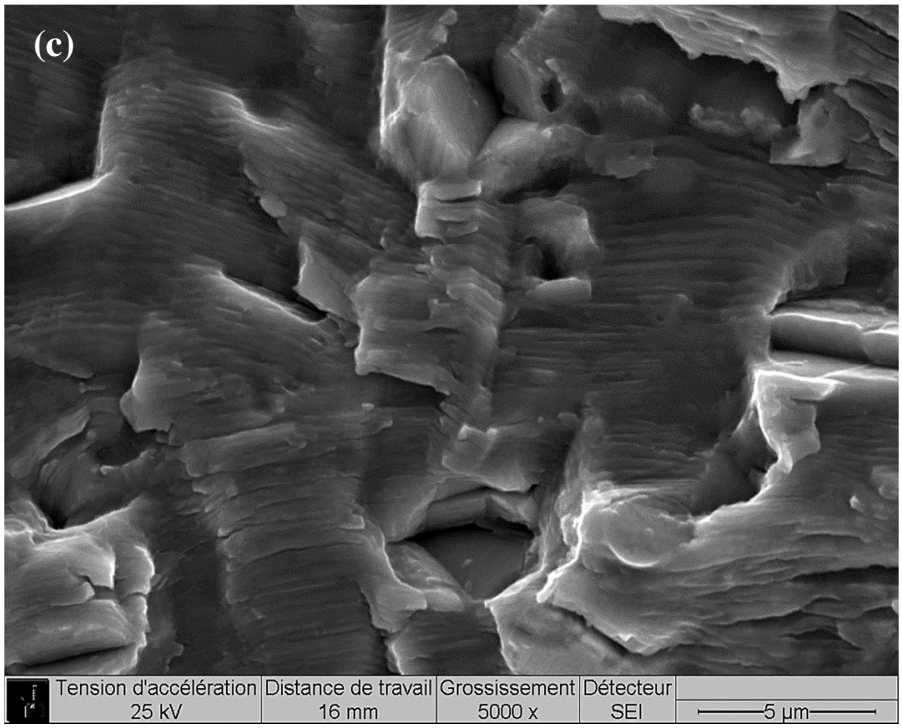
B.2.3.2. Analyse fractographique

L'analyse fractographique des faciès de rupture montre une propagation de fissure transgranulaire en stade II, et ce pour toutes les conditions de sollicitations évaluées ainsi que pour les différents types d'anomalies. De manière générale, trois différentes zones peuvent être distinguées, comme l'illustre la **Figure B-51** :

- Au début de la propagation, c'est-à-dire entre 0 et 300 µm à partir du fond de l'anomalie, peu de stries de fatigue sont observées. Elles sont peu espacées indiquant une propagation de fissure lente, aux alentours de $2{,}5.10^{-7}$ m/cycle (**Figure B-51-b**). Toutefois, comme nous l'avons évoqué précédemment, nous ne pouvons affirmer qu'une strie corresponde bien à un cycle de chargement pour de faibles vitesses.
- Entre 300 µm et 1,2 mm, les stries de fatigue sont de plus en plus présentes et plus espacées indiquant une augmentation de la vitesse de propagation (**Figure B-51-c**).
- A la fin de la propagation, au-delà de 1,2 mm, une surface rugueuse et irrégulière est observée. La présence de facettes de clivage et de quelques cupules indique le début de la rupture finale (**Figure B-51-d**).


(a)
(d)
Fig.
B-47
(c)
(b)
Tension d'accélération
25 kV
Distance de travail
15 mm
Grossissement
20 x
Détecteur
SEI
1 mm


(b)
Tension d'accélération
25 kV
Distance de travail
16 mm
Grossissement
5000 x
Détecteur
SEI
5 µm



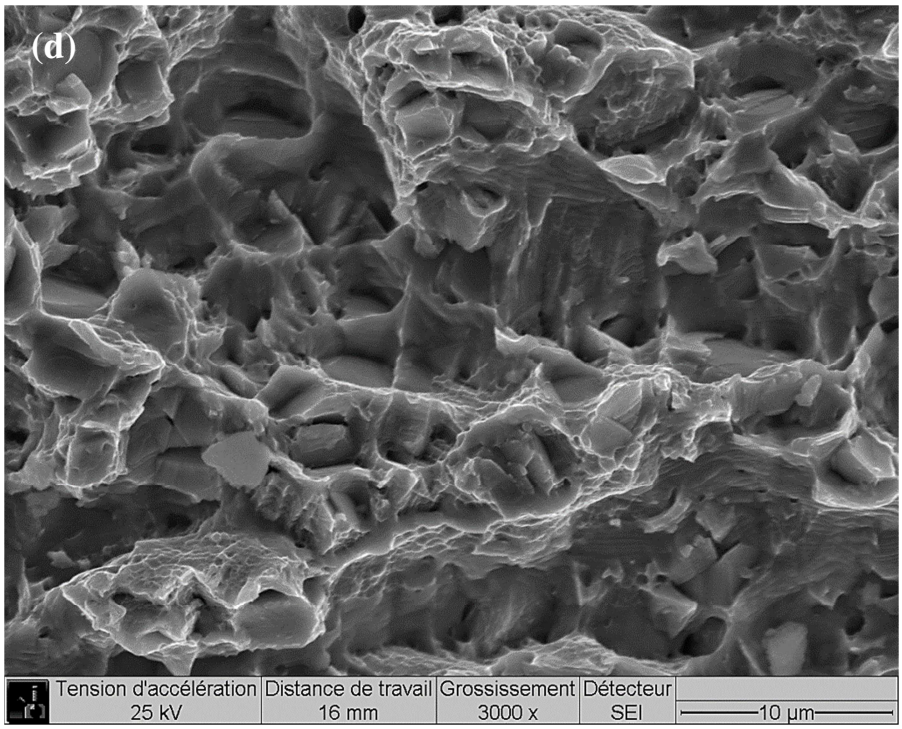
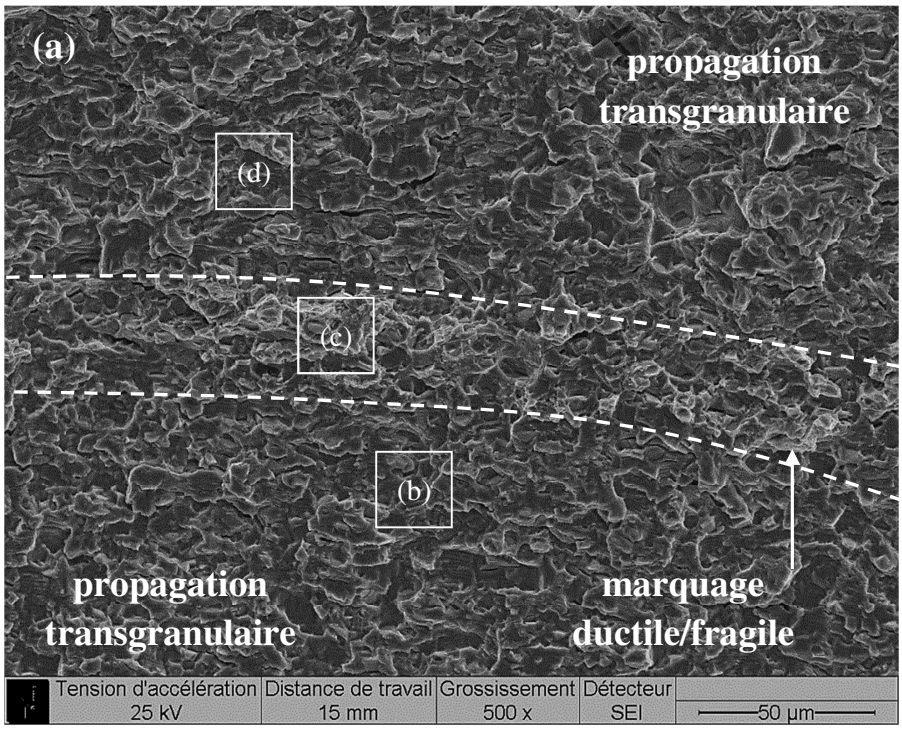
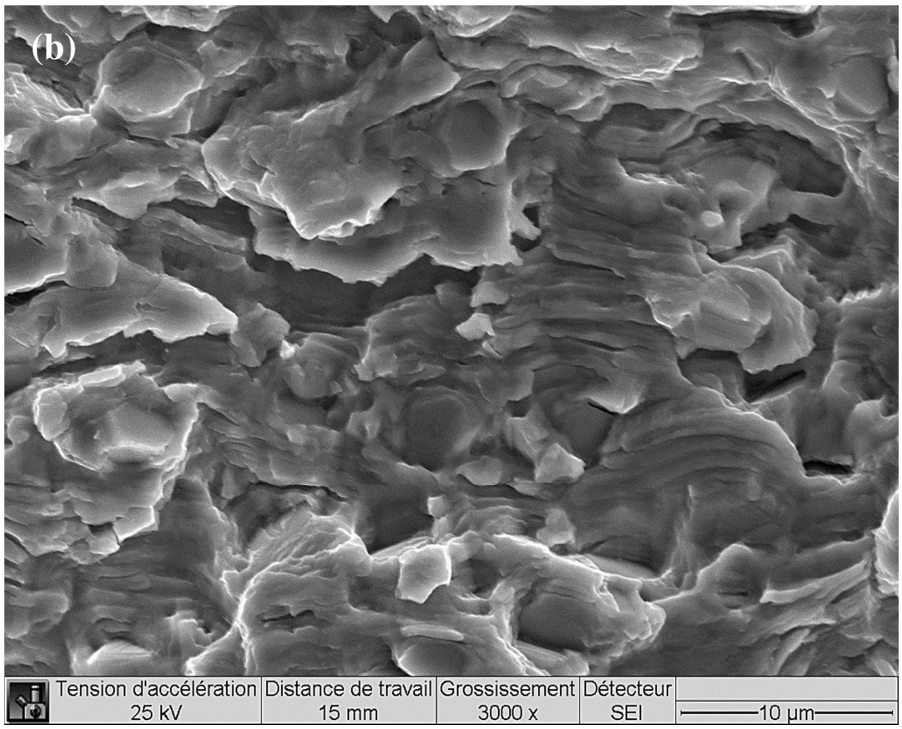


Figure B-51 – (a) Faciès de rupture d'une rayure de 150 µm (400°C / 1000 MPa) et (b-d) à différents stades de la propagation

Toutefois, le René 65 semble montrer un comportement différent en fonction de la contrainte appliquée. En effet, à forte contrainte, nous pouvons observer la présence de marquages ductile/fragile le long du front de fissure, entourés par des zones de propagation transgranulaire. Ces marquages sont souvent accompagnés de fissures secondaires. Lorsque les premiers marquages apparaissent, il ne reste en moyenne que 10% de la durée de vie totale avant rupture de l'éprouvette. Il semblerait donc qu'en fin de propagation le matériau atteigne

un seuil d'instabilité. L'intensité de la déformation plastique en pointe de fissure étant importante, le matériau commence à se rompre sur quelques microns, créant au passage des fissures secondaires. La **Figure B-52-c** montre la présence de facettes clivées (environ quelques microns) au milieu d'un mode plus ductile. Au-delà de cette zone, le matériau semble recouvrer une certaine stabilité et permet à la fissure de propager à nouveau quelques cycles.





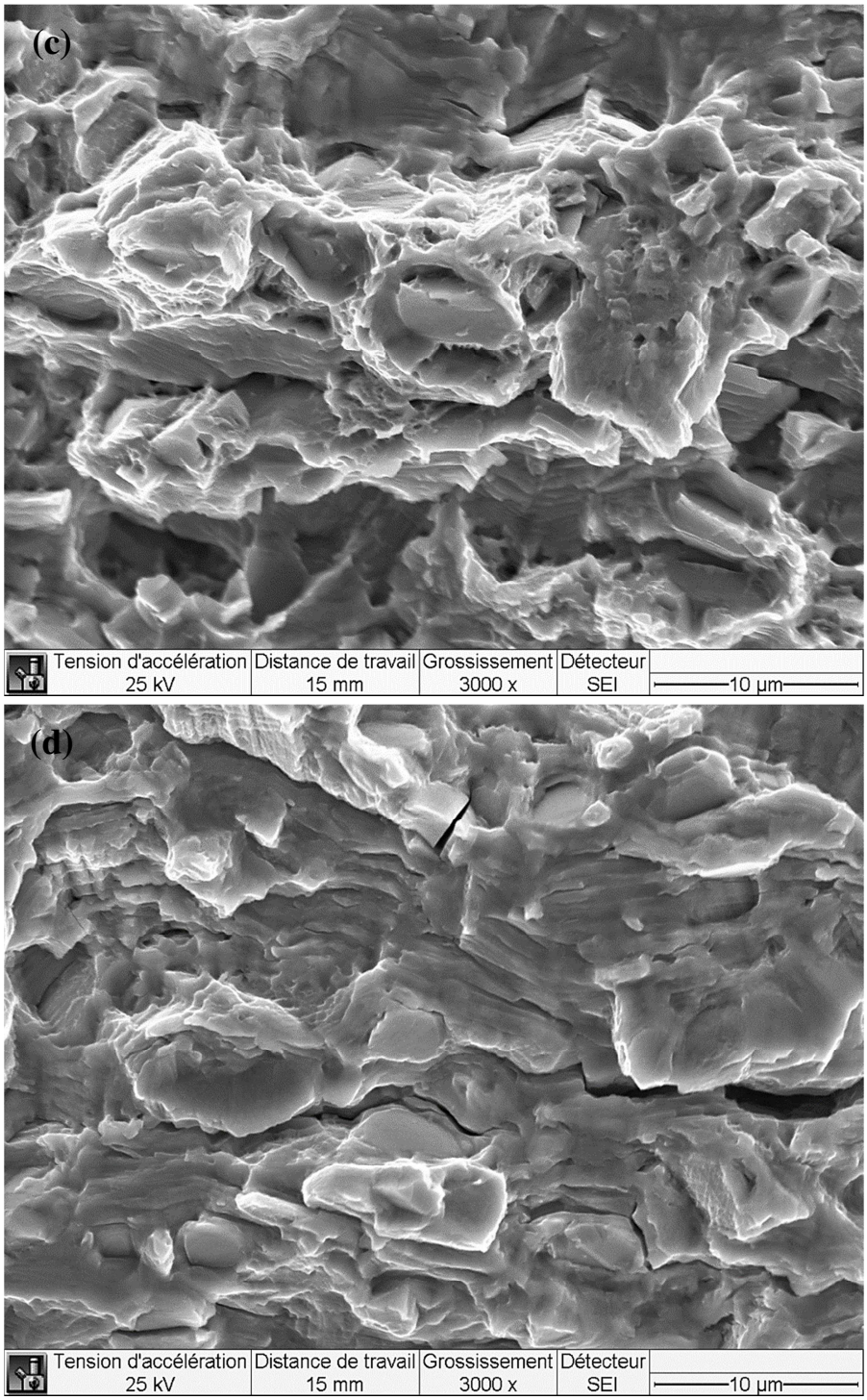


Figure B-52 – (a,c) Zone de rupture ductile/fragile en fin de propagation (rayure 150 µm 400°C / 1000 MPa) et (b,d) zones de propagation transgranulaire

De plus, lorsque nous regardons les éprouvettes rompues à une échelle macroscopique, une différence dans le mode de rupture entre les deux niveaux de contraintes évalués est également perceptible. Ainsi, une propagation plane est généralement observée à bas niveau de contrainte, tandis que le matériau subit l'influence de l'état de contrainte, à haut niveau de contrainte appliqué, créant des lèvres de cisaillement orientées à ±45° sur les bords de l'éprouvette, comme le montre la **Figure B-53**. Si la présence de ces lèvres est systématique à

forte contrainte, elle reste occasionnelle à bas niveau et se produit généralement plus tard dans la propagation.

L'apparition de ce phénomène dépend de plusieurs paramètres tels que la nature du matériau, l'environnement, la fréquence, l'amplitude de chargement ou bien encore de la convexité du front de fissure (**Schijve, 1981**, **Thompson et Sheppard, 1992**). A partir d'une certaine valeur du facteur d'intensité des contraintes en mode I, le mode de propagation change et des composantes de cisaillement en mode II et/ou III apparaissent. La faible propagation en surface libre combinée à la forte contrainte appliquée pourrait expliquer l'apparition de ces lèvres de cisaillement. En effet, comme le montre la **Figure B-54**, la fissure semble être épinglée aux bords de l'anomalie. Les premiers marquages ductile/fragile sont nettement visibles sur ce faciès de rupture. A ce stade de la propagation, la fissure a une profondeur d'environ 1,5 mm et le rapport K_{max}/K_{IC} est égal à 0,7 en moyenne au sommet du front de fissure, ce qui correspond à une amplitude de ΔK de 47 MPa√m. La plasticité est importante et la rupture finale est proche. Nous pouvons donc supposer qu'il se produit un changement dans le mode de propagation, à partir de cette amplitude de ΔK. Une zone de friction est également observée aux bords des lèvres de cisaillement, ce qui constitue un argument supplémentaire quant à la possible apparition d'un mode II et/ou III (**Figure B-55**). Cependant, l'observation de ces lèvres au microscope électronique à balayage montre la présence de nombreuses cupules alors qu'aucune strie de fatigue n'est observée. Néanmoins, l'absence de stries de fatigue ne prouve pas qu'il n'y ait pas eu de propagation stable hors plan. Enfin, il est indéniable que l'apparition de ces lèvres de cisaillement soit liée au comportement du matériau. En effet, pour des essais réalisés quasiment dans les mêmes conditions, y compris en K_{max}/K_{IC}, aucun déversement de fissure n'a été observé dans le superalliage Inconel 718DA (superalliage base nickel $\gamma/\gamma'/\gamma''$). Toutefois, cette partie de la propagation ne représentant que 10% de la durée de vie totale de l'anomalie, nous nous en affranchirons lors de la modélisation de la propagation de fissures.

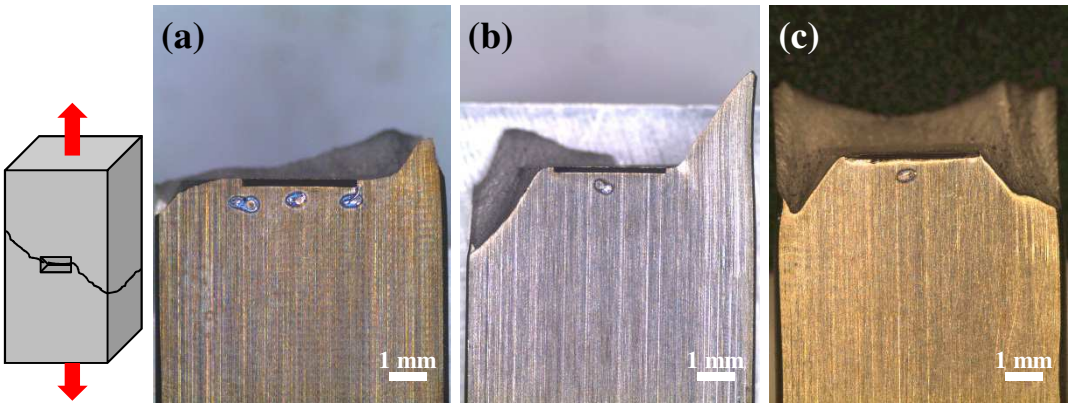


Figure B-53 – (a) Propagation plane à basse contrainte, (b) lèvres de cisaillement opposées et (c) lèvres de cisaillement dans la même direction à fort niveau de contrainte appliquée

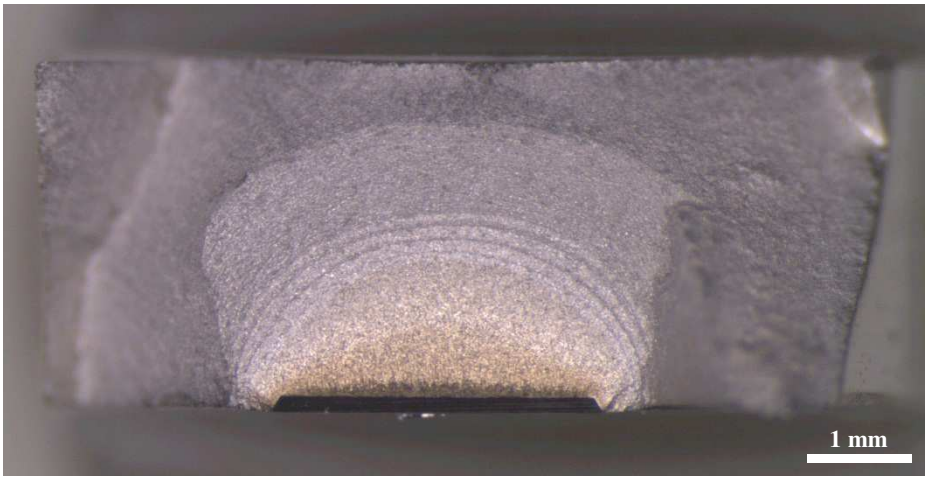
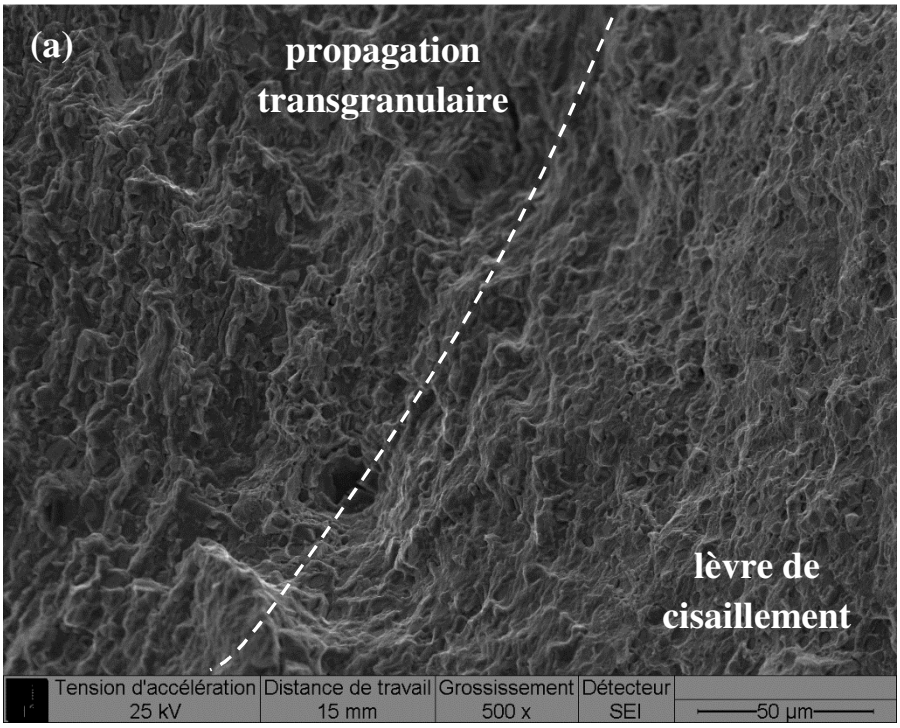


Figure B-54 – Exemple de faciès de rupture observé à 1 000 MPa de contrainte maximale : choc 150 µm - Figure B-53-b



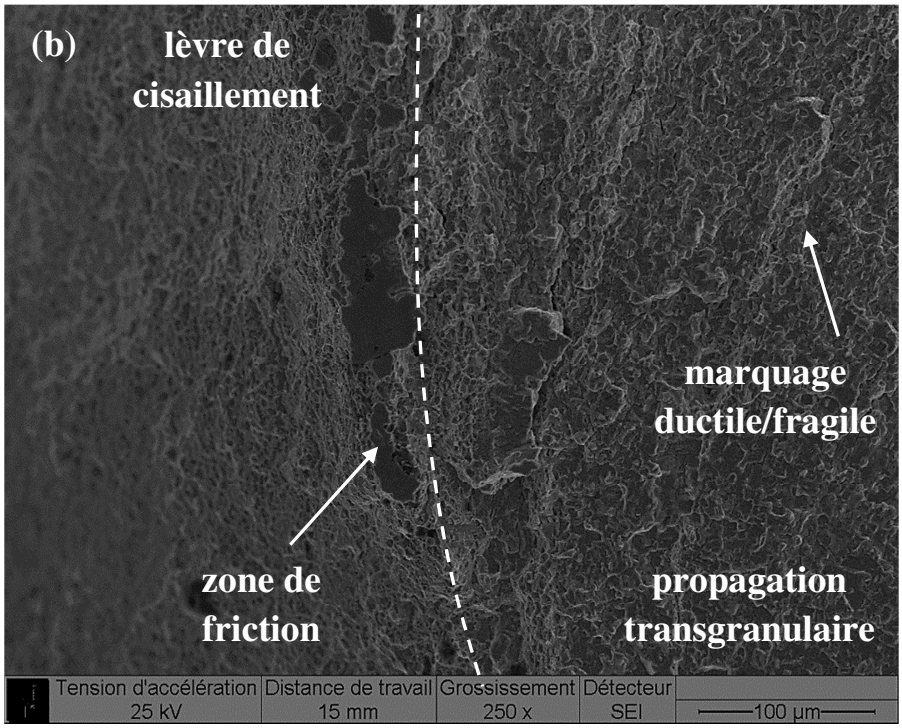


Figure B-55 – (a) Faciès de rupture présentant de nombreuses cupules et (b) une zone de friction aux abords d'une lèvre de cisaillement

A 700°C, la propagation reste transgranulaire. Il est cependant difficile d'observer des stries de fatigue au début et jusqu'au milieu de la propagation. En effet, du fait de la température élevée et des marquages thermiques réalisés, les faciès de rupture sont oxydés et ne permettent pas l'observation de stries de fatigue, comme l'illustre la **Figure B-56**.

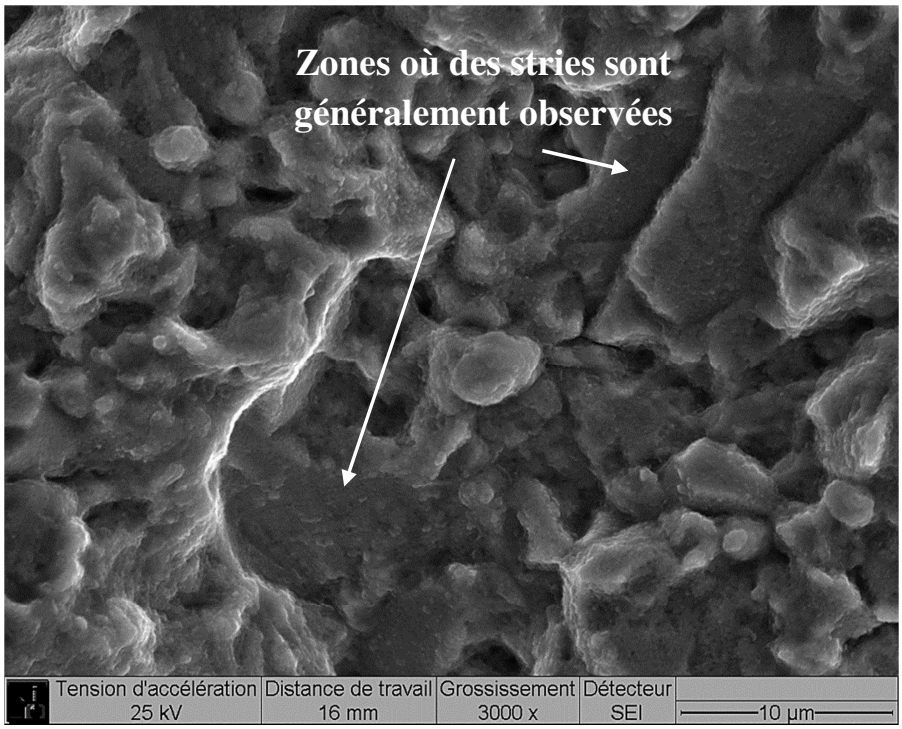


Figure B-56 – Faciès de rupture observé en début de propagation après essai à 700°C

Conclusions intermédiaires :

L'analyse fractographique montre une propagation transgranulaire pour les différentes conditions de sollicitation et anomalies de surface testées. Une différence est tout de même identifiable à fort niveau de contrainte appliqué. Ainsi, à 1 000 MPa, nous avons observé la présence de lèvres de cisaillement et de marquages ductile-fragile en toute fin de propagation, apparaissant à un rapport K_{max}/K_{IC} relativement important (environ 0,7). Toutefois, ces mécanismes n'apparaissent qu'après 90% de la durée de vie totale consommée. Ils ne seront donc pas abordés dans le cadre de la modélisation de la propagation de fissures.

Les vitesses de propagation des anomalies de type rayure et choc, n'évoluent pas de façon identique. Ainsi, pour les rayures, un ralentissement de la propagation est observé dans les premiers stades au fond de cette dernière. La vitesse de propagation augmente progressivement jusqu'à atteindre la loi de propagation des fissures longues de l'alliage. Pour les anomalies de type choc, la vitesse est fortement abaissée et diminue au début de la propagation. Une fois la zone affectée dépassée, la vitesse augmente rapidement et rejoint la vitesse de propagation des fissures longues du matériau. Ces anomalies ayant le même profil géométrique, il est par conséquent probable que ce soit le mode de fabrication, et notamment le champ de contraintes résiduelles situé sous ces dernières, qui occasionne cette différence de comportement. Cette hypothèse est notamment appuyée par les vitesses de propagation de fissures mesurées à partir d'anomalies semi-circulaires et semi-elliptiques qui ne présentent pas de ralentissement.

L'utilisation d'un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles devrait donc nous permettre de statuer sur leurs effets, et par conséquent de montrer l'importance à accorder à ce phénomène dans la modélisation de la propagation de fissures.

B.2.4 Caractérisation de l'effet des contraintes résiduelles

B.2.4.1. Relaxation des contraintes résiduelles par traitement thermique

La présence des contraintes résiduelles, créées lors de la fabrication des anomalies de type rayure et choc, semble constituer un des paramètres importants à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissures. Nous avons vu notamment que ces dernières ralentissent la vitesse de propagation dans les premiers stades de la fissuration. De plus, les géométries des rayures et des chocs étant similaires, ceci nous a permis de montrer que les contraintes résiduelles n'étaient probablement pas de même intensité, puisque les ralentissements observés étaient différents. Par conséquent, notre but est ici de développer des essais spécifiques, nous permettant de mettre en évidence et d'évaluer les effets des contraintes résiduelles sur les différents stades de la propagation.

De nombreuses études existent dans la littérature quant à la stabilité des contraintes résiduelles introduites par traitement superficiel, tel que le grenaillage. Comme nous l'avons déjà évoqué, les contraintes résiduelles peuvent se relaxer plus ou moins rapidement sous l'action de sollicitations thermiques, mécaniques ou thermomécaniques. Dans le cadre de cette étude, c'est la première technique de relaxation qui nous intéresse. En effet, un simple

maintien en température peut permettre de relaxer les contraintes résiduelles de grenaillage. **John et al., 2010** ont ainsi montré que l'exposition d'échantillons d'Inconel 100, à 650°C, occasionnait une modification de la distribution des contraintes résiduelles. Comme le montre la **Figure B-57**, la majorité de la relaxation thermique des contraintes résiduelles a lieu dans les 30 premières minutes d'exposition. **Evans et al., 2005** ont également constaté l'influence d'une exposition thermique sur la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage dans l'Udimet 720Li. Ainsi, ils montrent que la relaxation commence à être significative à des températures élevées, de l'ordre de 650°C. A l'instar de **John et al., 2010**, ils mettent en évidence que la relaxation se produit principalement dans les premiers instants d'exposition. **Cao et al., 1994** expliquent que l'exposition thermique contribue à une réorganisation des défauts cristallins, introduits lors du grenaillage par le mouvement de diffusion des atomes. L'objectif est donc de nous baser sur ce constat expérimental, afin de trouver un traitement thermique qui puisse atténuer, voire supprimer le champ de contraintes résiduelles.

Le René 65 possède l'avantage d'avoir une structure biphasée, γ/γ', et une température de *solvus* assez élevée (1065°C). Il sera ainsi plus aisé de choisir un traitement thermique adéquat, sans pour autant modifier la microstructure par la création d'autres phases parasites. Dans le but de ne pas trop la modifier et de ne pas altérer les propriétés mécaniques de l'alliage, le traitement thermique devra donc impérativement s'effectuer à une température inférieure au *solvus* de la phase γ'. De plus, un traitement sous vide est recommandé. En effet, sous l'action d'un environnement oxydant, des phénomènes d'oxydation et de recristallisation peuvent se produire. Ainsi, le traitement thermique choisi consiste en un maintien à 1055°C sous vide, d'une durée de 2 heures, suivi d'une trempe à l'air. Cette durée a été choisie arbitrairement mais devrait nous permettre d'atténuer l'intensité des contraintes résiduelles. Enfin, le revenu standard du René 65 (8h à 760°C, trempe air) est effectué dans le but d'obtenir une microstructure comparable au matériau de référence.

Afin de vérifier l'efficacité de ce traitement thermique, des mesures d'ultra-microdureté ont été réalisées, selon la même procédure décrite dans le **Chapitre A**. La **Figure B-58** présente les cartographies de ces mesures, sous une anomalie de type choc et de type rayure, avant et après traitement thermique. Nous pouvons constater que ce dernier semble avoir permis de bien relaxer les contraintes résiduelles. Toutefois, nous n'avons pas quantifié l'influence de ce traitement sur la microstructure du matériau. Afin de s'en affranchir, deux configurations ont été évaluées pour ce « nouveau » matériau :

- Une première configuration où le traitement thermique est effectué après introduction de l'anomalie ; c'est donc une configuration sans contraintes résiduelles.
- Une seconde configuration où le traitement thermique est effectué avant introduction de l'anomalie ; c'est donc une configuration avec contraintes résiduelles.

Ceci nous permettra de mettre en évidence l'influence du champ mécanique hétérogène, pour un même matériau, potentiellement légèrement différent du matériau de référence.

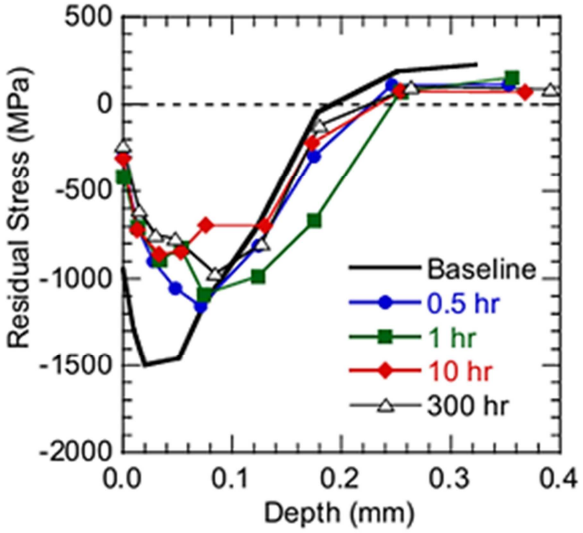


Figure B-57 – Effet du temps d'exposition à 650°C sur la distribution des contraintes résiduelles dans l'Inconel 100 (John et al., 2010)

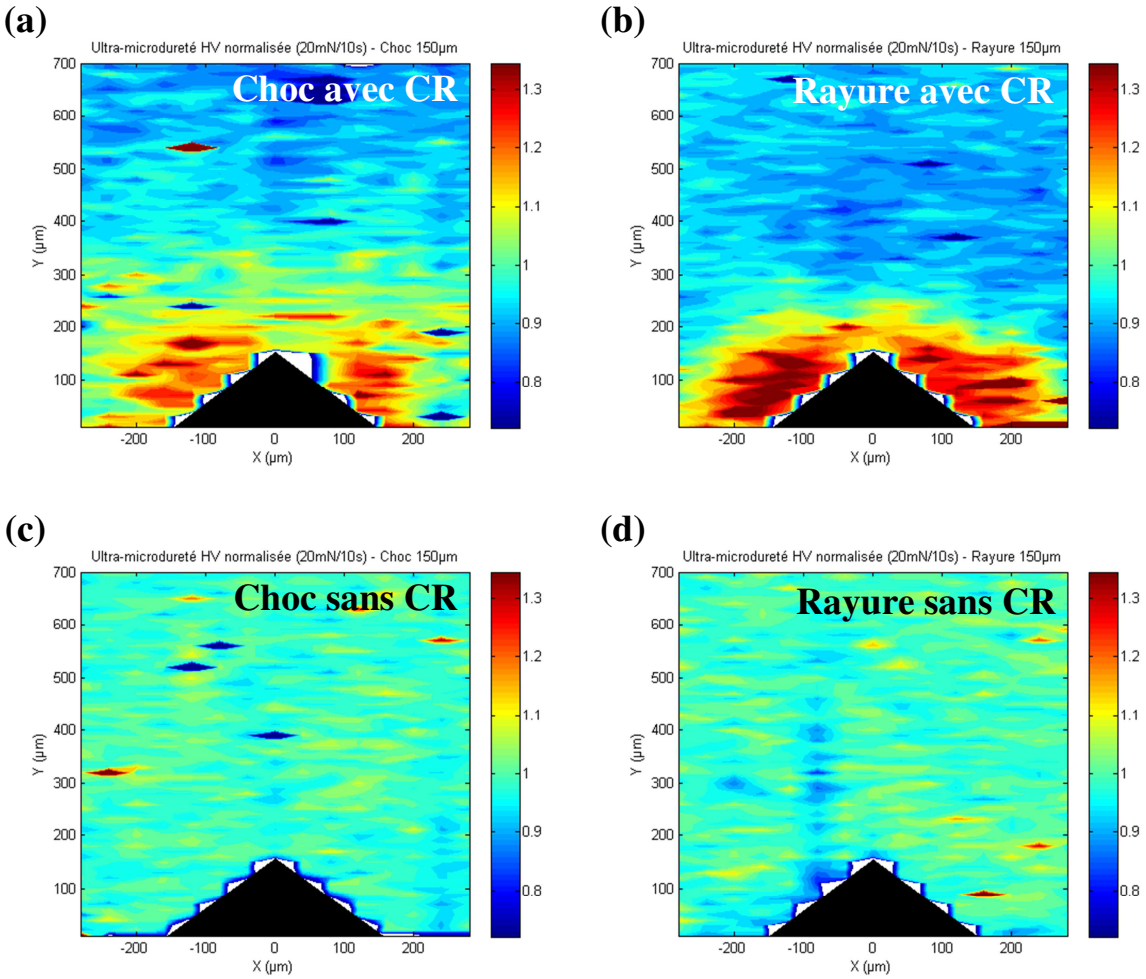


Figure B-58 – Cartographies des mesures d'ultra-microdureté HV normées (a,c) sous un choc et (b,d) une rayure de 150 µm (a,b) avec et (c,d) sans contraintes résiduelles

B.2.4.2. Influence du traitement thermique sur les différentes phases de la propagation

B.2.4.2.1. Analyse des durées de vie avec et sans contraintes résiduelles

Une nouvelle campagne expérimentale a été conduite sur le matériau traité thermiquement. Afin d'évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement des rayures et des chocs, une seule condition de sollicitation a été évaluée ; il s'agit d'essais conduits à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa. Les analyses précédentes ont montré que l'influence des contraintes résiduelles semblait plus marquée pour cette condition. De plus, les vitesses de propagation étant moins élevées qu'à plus haute température, cela devrait nous permettre de mettre en évidence l'effet de ces contraintes plus aisément. Au total, 6 éprouvettes ont été testées. Parmi elles, 4 ont été testées dans une configuration sans contraintes résiduelles ; les anomalies de surface étant introduites avant le traitement thermique. Deux éprouvettes ont été testées dans une configuration avec contraintes résiduelles ; les anomalies de surface étant introduites après le traitement thermique. Le **Tableau B-6** résume les conditions de sollicitation de chaque éprouvette, ainsi que les résultats en termes de durées de vie.

Temp. (°C)	Lot matière	Anomalie	Etat	Ep.	σ_{max}	R_σ	N_{exp}	Rupture
400	lot n°2	choc 150 µm	sans CR	Q4	700	0,05	12 390	côté A
400	lot n°2	choc 150 µm	sans CR	Q1	700	0,05	12 121	côté B
400	lot n°2	rayure 150 µm	sans CR	Q3	700	0,05	15 845	côté A
400	lot n°2	rayure 150 µm	sans CR	Q8	700	0,05	15 305	côté A
400	lot n°2	choc 150 µm	avec CR	R6	700	0,05	86 669	côté A
400	*lot n°2*	*rayure 150 µm*	*avec CR*	*O4*	*700*	*0,05*	*170 000*	*non rupture*

Tableau B-6 – Résumé des conditions de sollicitations et des durées de vie obtenues après traitement thermique

La **Figure B-59** présente les durées de vie obtenues sur les anomalies de type rayure et choc avec et sans contraintes résiduelles. L'influence du traitement thermique sur les durées de vie est clairement identifiable. Ainsi, pour les anomalies de type choc, la durée de vie moyenne avec contraintes résiduelles est 7 fois plus grande que celle sans contraintes résiduelles, ce qui constitue un facteur non négligeable. Comme pour la campagne expérimentale précédente, les rayures avec contraintes résiduelles n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel, après 170 000 cycles. Néanmoins, après observation des coupes transversales au milieu de la rayure au microscope électronique à balayage, nous avons constaté la présence de fissures d'environ 15 µm de profondeur, sur chacune des deux rayures. A l'inverse, en l'absence de contraintes résiduelles, les anomalies de type rayure ont présenté un amorçage de fissure menant à la rupture de l'éprouvette. Comme nous l'avons précédemment expliqué, la présence de contraintes résiduelles abaissent le facteur d'intensité des contraintes et modifie le rapport de charge. La fissure se retrouve alors déchargée mécaniquement et l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes passe en deçà du seuil de propagation, bloquant la fissure. Nous pouvons également constater que pour la configuration sans contraintes résiduelles, les durées de vie des rayures et des chocs sont comparables. La durée de vie moyenne des rayures est de 15 575 cycles et de 12 256 cycles pour les chocs, ce

qui confirme qu'une fois les contraintes résiduelles relaxées les deux types d'anomalies sont globalement équivalentes. Le traitement thermique, et par conséquent les contraintes résiduelles initiales, ont donc une influence importante sur la durée de vie des anomalies de surface.

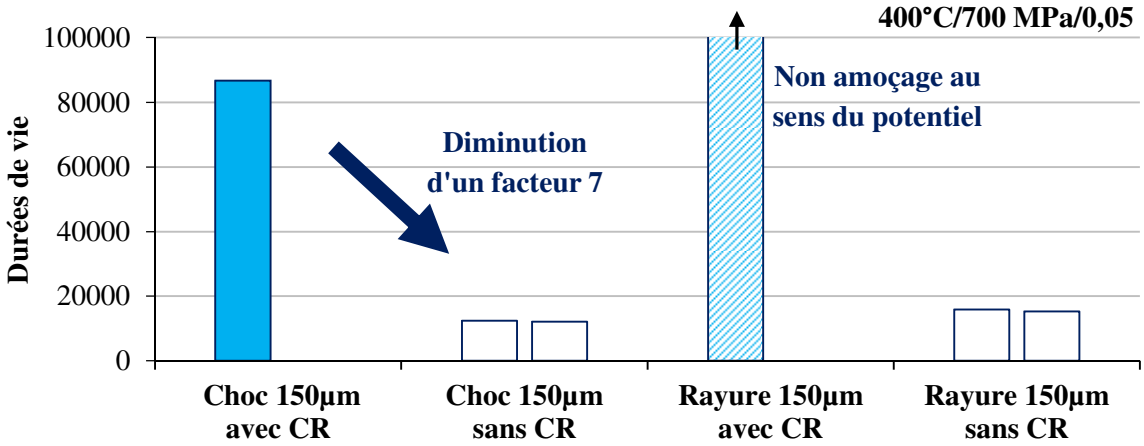


Figure B-59 – Durées de vie des rayures et des chocs avec et sans contraintes résiduelles : 400°C / 700 MPa / 0,05

B.2.4.2.2. Amorçage

Le traitement thermique appliqué ne semble pas réellement modifier le comportement à l'amorçage. La phase d'amorçage reste relativement courte environ 2% de la durée de vie totale pour les chocs avec contraintes résiduelles, et 20% pour les anomalies sans contraintes résiduelles. Une diminution de la durée de vie à l'amorçage, d'un facteur 1,6, est néanmoins observée pour les anomalies de type choc. Toutefois, le nombre d'essais n'est pas significatif pour pouvoir établir une réelle tendance. Pour la configuration sans contraintes résiduelles, les durées de vie à l'amorçage sont assez similaires quel que soit le type d'anomalie introduit. Elles sont en moyenne de 2 466 cycles pour les chocs et 3 880 cycles pour les rayures. Nous pouvons, par conséquent, supposer que la géométrie des anomalies de surface contrôle la durée de vie à l'amorçage. Cependant, en présence de contraintes résiduelles, ces dernières sont telles que la propagation de fissures est ralentie voire bloquée (pour les rayures). Il en résulte alors une détection, plus ou moins rapide, de l'amorçage au sens du potentiel, c'est-à-dire de la création d'une fissure de 50 µm à partir du fond de l'anomalie.

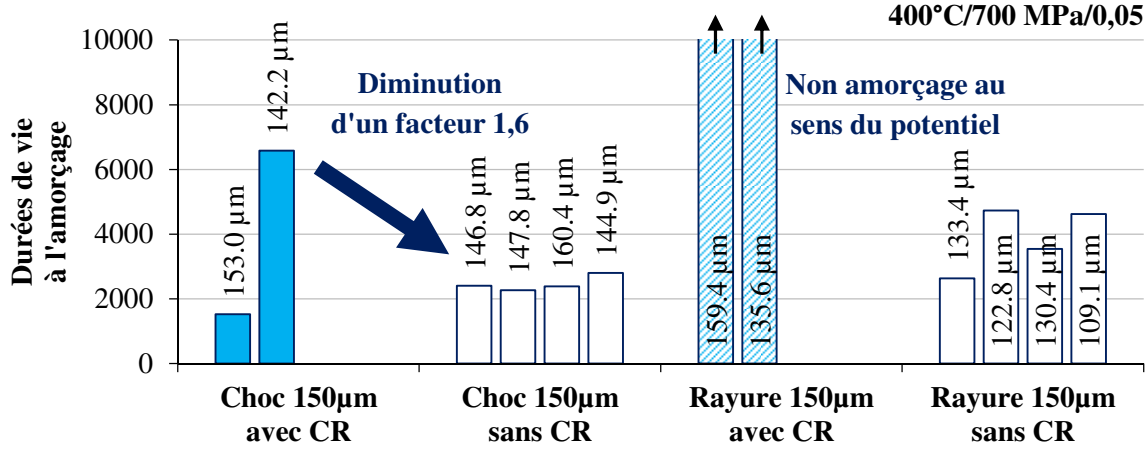


Figure B-60 – Durées de vie à l'amorçage des rayures et des chocs avec et sans contraintes résiduelles : 400°C / 700 MPa / 0,05

Pour les anomalies introduites avant le traitement thermique, donc sans contraintes résiduelles, l'observation des sites d'amorçage ne montre pas de zone d'arrachement, comme en témoigne la **Figure B-61**. L'amorçage et les premiers stades de la propagation se produisent donc dans une microstructure saine. A l'inverse, pour les anomalies de type choc avec contraintes résiduelles, une zone d'arrachement due à l'écrouissage important situé sous ces anomalies a été observée. L'utilisation du traitement thermique nous a également permis d'expliquer l'évolution de la morphologie du front de fissure observée pour les rayures. En effet, lors de la campagne expérimentale précédente, nous avions constaté un amorçage et une propagation de fissure au fond de la rayure, comme le montre la **Figure B-62-a**. Nous avions expliqué cela par la présence de contraintes résiduelles de traction, induites par l'augmentation de la vitesse de déplacement de l'outil en s'approchant du milieu de la rayure, lors de sa fabrication. Cette morphologie du front de fissure avait également été mise en évidence à l'aide des mesures de potentiel 3 points, comme l'illustre la **Figure B-62-b**. Après traitement thermique, et donc pour des rayures sans contraintes résiduelles, nous pouvons observer une évolution de la morphologie du front de fissure tout à fait normal, de forme semi-elliptique. La différence de potentiel relevée à mi-durée de vie semble également confirmer cette impression. L'utilisation des traitements thermiques montre donc qu'il est nécessaire d'usiner les rayures sur une machine-outil à commande numérique afin de pouvoir contrôler la vitesse de l'outil et obtenir des évolutions de la morphologie du front de fissure plus standards (de forme semi-elliptique), même en présence de contraintes résiduelles. Toutes nos conclusions sur la morphologie et sur les vitesses de propagation étant basées sur cette dernière, il est par conséquent important d'avoir une grande précision.

Le procédé de fabrication a donc une influence importante sur le comportement à l'amorçage des anomalies de surface. Il existe d'ailleurs une certaine compétition entre la géométrie et le mode de fabrication. Ainsi, la morphologie des anomalies contrôle la concentration de contraintes au fond de celles-ci, qui elle-même pilote l'amorçage. Les géométries des rayures et des chocs étant identiques, il est donc probable que l'amorçage, d'un point de vue mécanique, se produise au même instant. Toutefois, le procédé d'introduction crée des contraintes résiduelles et modifie la microstructure au voisinage de l'anomalie. Ces contraintes ralentissent voire bloquent la propagation de petites fissures à partir des anomalies de surface ; occasionnant alors un amorçage, au sens du potentiel, plus long.

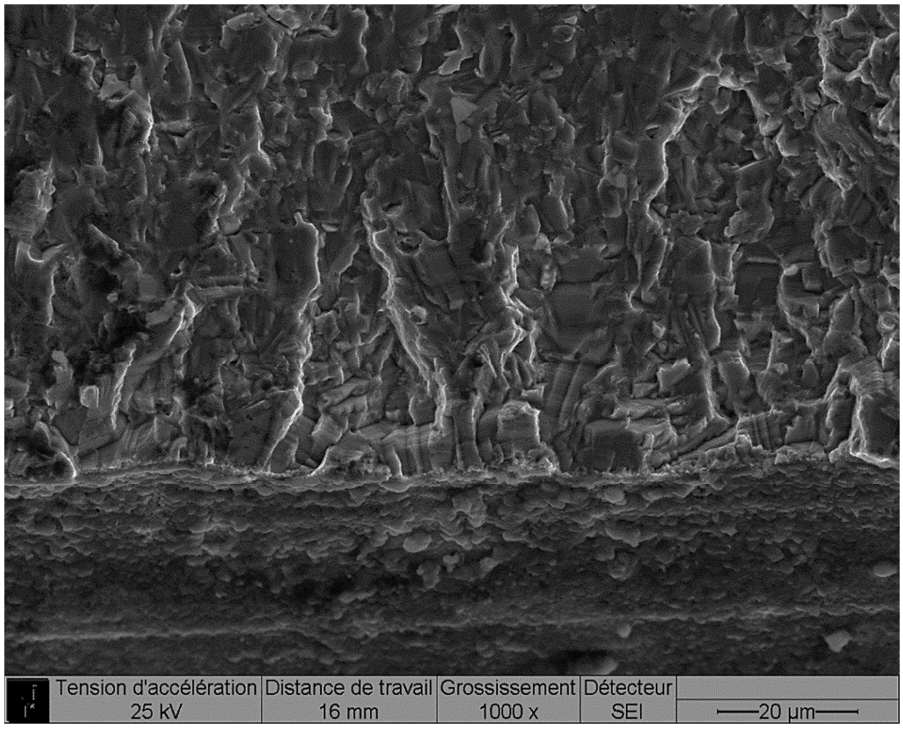


Figure B-61 – Amorçage d'une fissure à partir d'une anomalie de type choc

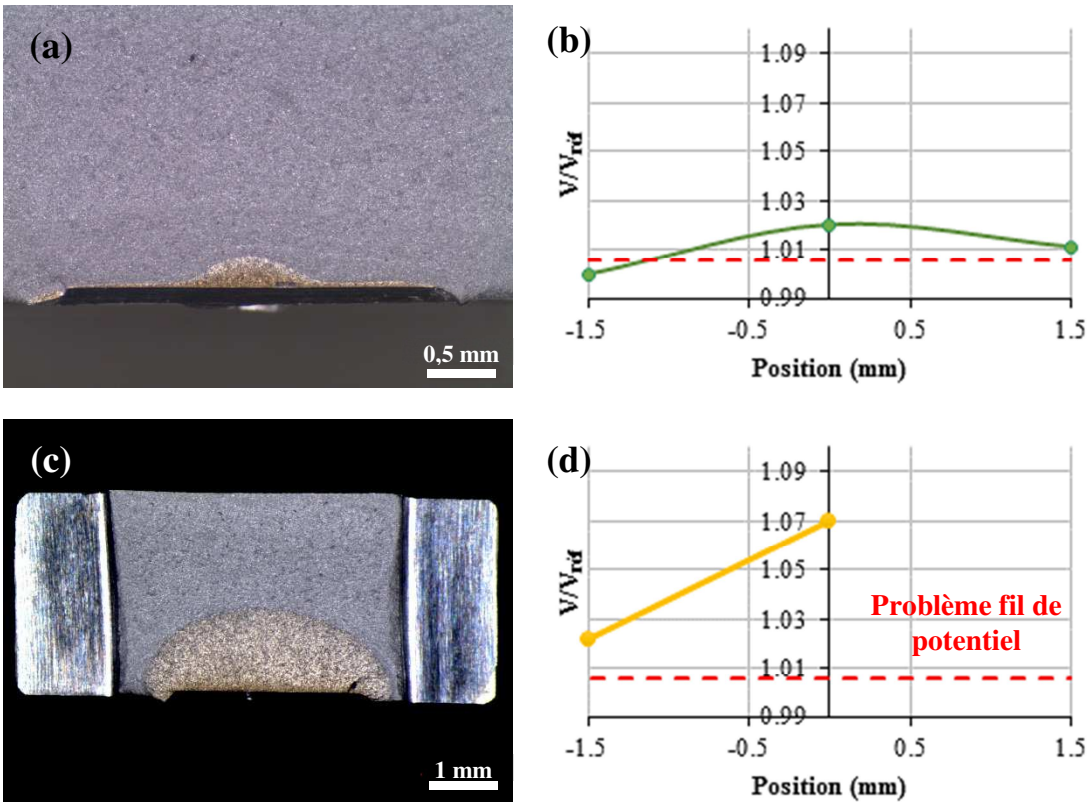


Figure B-62 – Amorçage d'une fissure à partir d'une rayure (a) avec et (c) sans contraintes résiduelles et (b,d) comparaison avec les mesures de potentiel 3 points relevées à mi-durée de vie

B.2.4.2.3. Propagation

Le traitement thermique employé montre l'influence du champ de contraintes résiduelles, autour des anomalies, sur les durées de vie et la phase d'amorçage. Il en est de même pour la partie propagation. La **Figure B-63** présente une comparaison des vitesses de propagation pour des anomalies de type choc, avec et sans contraintes résiduelles. Nous pouvons constater que le choc introduit après traitement thermique, donc avec contraintes résiduelles, présente un ralentissement de la propagation de la fissure comme observé précédemment. En revanche, pour les chocs introduits avant traitement thermique, donc sans contraintes résiduelles, aucun ralentissement n'a été mis en évidence. En outre, les vitesses de propagation semblent assez similaires à la loi de propagation des fissures longues du René 65. Premièrement, ceci montre que le traitement thermique ne semble pas trop modifier le comportement en fissuration de l'alliage dans les conditions de chargement testées (fatigue). De plus, cela nous permet d'affirmer que ce sont bien les contraintes résiduelles qui ralentissent les premiers stades de la propagation de la fissure. Ces contraintes, générées par le mode de fabrication, contrôlent la durée de vie des anomalies de surface, et constitue donc un des paramètres à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissure à partir de ces dernières.

La relaxation des contraintes résiduelles a également permis de montrer que les rayures et les chocs se comportaient de façon identique en fissuration. En effet, comme l'illustre la **Figure B-64**, les vitesses de propagation de fissures amorcées à partir de rayures et de chocs sont similaires. Quel que soit le mode d'introduction, si les anomalies de surface ont la même géométrie mais que le champ de contraintes résiduelles est relaxé, le comportement en fissuration sera identique. Ceci est un argument supplémentaire, selon lequel la géométrie contrôlerait la phase d'amorçage mais que le champ de contraintes résiduelles contrôlerait plutôt la partie propagation.

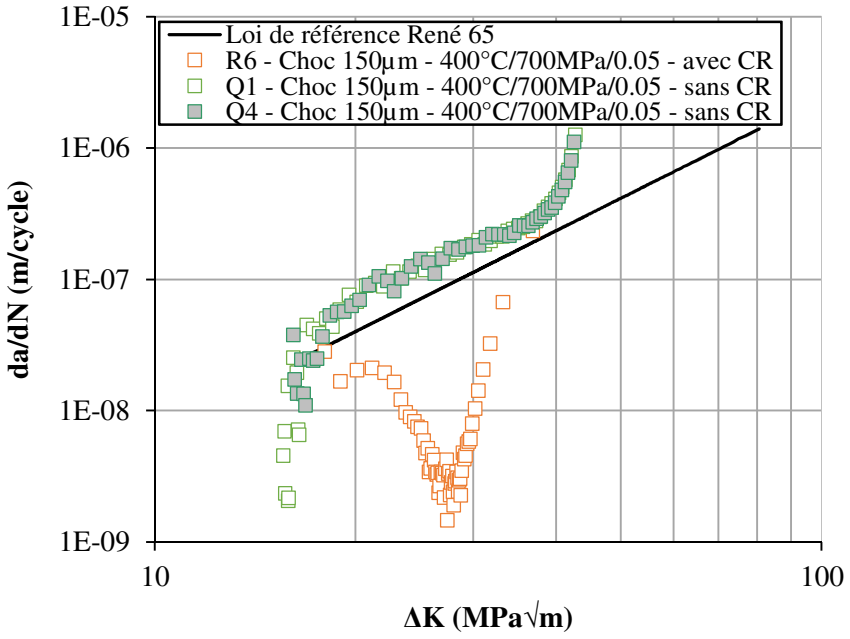


Figure B-63 – Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour des anomalies de type choc avec et sans contraintes résiduelles

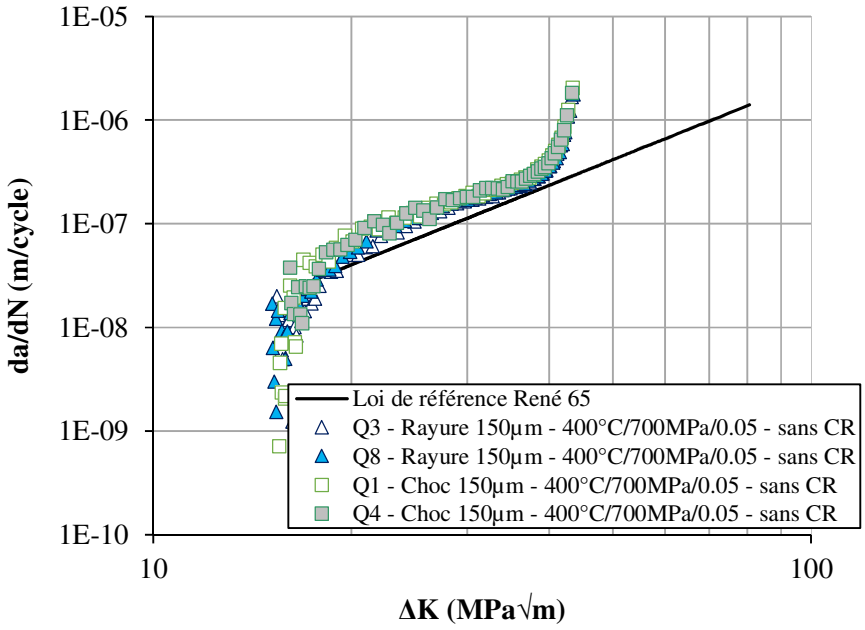


Figure B-64 – Comparaison des vitesses de propagation pour les anomalies de type choc et rayure sans contraintes résiduelles

Conclusions intermédiaires :

Afin de mettre en évidence et d'évaluer les effets des contraintes résiduelles sur les différents stades de la propagation, des essais de fissuration sur le matériau traité thermiquement ont été réalisés ; ce traitement thermique permettant de relaxer les contraintes résiduelles. Une seule condition de sollicitation a été évaluée ; il s'agit d'essais conduits à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa, pour les anomalies de type rayure et de type choc.

Le traitement thermique a permis de montrer que les contraintes résiduelles ont une influence importante sur la durée de vie. Pour les chocs, la durée de vie moyenne avec contraintes résiduelles est 7 fois plus grande que celle sans contraintes résiduelles. Les rayures avec contraintes résiduelles n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel, après 170 000 cycles. Néanmoins, nous avons constaté la présence d'une fissure d'environ 15 µm de profondeur, sur chacune des deux rayures. Les contraintes résiduelles sous ces anomalies sont telles que l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes passe en deçà du seuil de propagation occasionnant ainsi l'arrêt de la propagation. Pour la configuration sans contraintes résiduelles, les durées de vie des rayures et des chocs sont comparables, ce qui montre qu'une fois les contraintes résiduelles relaxées les deux types d'anomalies sont équivalentes.

Aucun ralentissement de la propagation n'a été observé pour les anomalies sans contraintes résiduelles. En outre, les vitesses de propagation de fissures naturelles s'amorçant à partir de rayures et de chocs sont similaires et comparables à la loi de propagation des fissures longues de l'alliage. Nous pouvons ainsi affirmer que ce sont bien les contraintes résiduelles qui ralentissent les premiers stades de la propagation de la fissure. Ce champ mécanique initial hétérogène constitue donc un des paramètres à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissure à partir de ces dernières.

B.2.5 Synthèse générale de l'analyse des résultats expérimentaux

L'effet du mode d'introduction des anomalies de surface a pu être caractérisé par l'utilisation d'un traitement thermique de relaxation. Celui-ci a permis de démontrer l'influence des contraintes résiduelles sur les différentes phases de la propagation. Tout ceci nous permet donc de construire des *scenarii* de propagation, présentés en **Figure B-65**, **Figure B-66** et **Figure B-67** pour les différents types d'anomalies de surface et pour chaque condition de sollicitation. Ces figures sont commentées et les points majeurs de l'analyse des résultats expérimentaux sont résumés ci-après. Cette analyse souligne notamment l'importance de prendre en compte la géométrie et le champ de contraintes résiduelles afin de modéliser la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface.

- **<u>Anomalies de surface de type choc :</u>**
  - Nous avons pu mettre en évidence une phase d'amorçage courte comparée à la durée de vie totale, inférieure à 10%, quelles que soient les conditions de sollicitation. Nous avons également constaté que la fissure s'amorce sur toute la longueur de l'anomalie. Toutefois, nous avons constaté, sur les faciès de rupture d'éprouvettes testées à 400°C, une zone d'arrachement probablement due à l'écrouissage du matériau après la fabrication de l'anomalie. Cette zone d'arrachement n'est pas visible à plus haute température.
  - La propagation des fissures à partir des anomalies de type choc, et dans un champ de contraintes résiduelles, est fortement ralentie dans les premiers stades. La vitesse de propagation diminue jusqu'à une profondeur située entre 600 µm et 700 µm. La fraction de la durée de vie consommée pour atteindre cette profondeur, est d'environ 75%. Une fois cette zone affectée dépassée, la vitesse de propagation augmente rapidement et tend à rejoindre la vitesse de propagation des fissures longues du matériau.
  - En l'absence de contraintes résiduelles, aucun ralentissement n'a été constaté. En outre, la vitesse de propagation des fissures naturelles s'amorçant à partir des anomalies de type choc est identique à la loi de propagation des fissures longues du matériau.

- **<u>Anomalies de surface de type rayure :</u>**
  - Nous avons également constaté une phase d'amorçage courte, inférieure à 10%, à l'exception notable des rayures testées à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa. En effet, pour cette condition d'essai, la majorité des rayures n'ont pas présenté d'amorçage au sens du potentiel. Toutefois, après observations, elles présentent toutes une fissure d'une profondeur comprise entre 5 µm et 30 µm. C'est le champ de contraintes résiduelles, induit par la fabrication de la rayure, qui ralentit voire bloque la propagation de la fissure. A l'inverse des chocs, nous avons constaté qu'une fissure a plutôt tendance à s'amorcer au fond de la rayure, et non sur toute sa longueur. Nous avons expliqué cela par la variation de la vitesse de déplacement de l'outil, lors de la création de la rayure. Cela montre

qu'il est nécessaire de bien contrôler cette vitesse, et qu'elle constitue un paramètre d'usinage important au même titre que la profondeur.

- En présence de contraintes résiduelles, la vitesse de propagation est fortement diminuée au début de la propagation. Puis, celle-ci augmente progressivement jusqu'à rejoindre la vitesse de propagation des fissures longues de l'alliage, à une profondeur de 800 µm. A ce stade, la fraction de durée de vie consommée est alors d'environ 71%.
- Après relaxation des contraintes résiduelles, la vitesse de propagation ne présente aucun ralentissement et est identique à celle des fissures longues du René 65.

- **<u>Anomalies de surface à géométrie régulière :</u>**
  - Pour les anomalies à géométrie régulière, la phase d'amorçage n'est pas négligeable. Elle se situe entre 13% et 25% pour les anomalies semi-elliptiques et est supérieure à 40% pour les anomalies semi-circulaires, suivant les conditions de sollicitation. Les anomalies semi-circulaires semblent également peu nocives comparées aux anomalies dites de maintenance. Notamment, à 700°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa, où une des éprouvettes testée n'a pas présenté d'amorçage au sens du potentiel, tandis que pour d'autres, une fissure s'est amorcée sous un point de soudure. L'adoucissement cyclique constaté à cette température semble être responsable de ces résultats.
  - Les propagation des fissures s'amorçant au fond de ces anomalies ne présentent aucun ralentissement. De plus, leur vitesse de propagation est identique à la loi de propagation des fissures longues de l'alliage. Sachant que l'introduction de ces anomalies ne génère pas de contraintes résiduelles, ceci est un argument supplémentaire démontrant que les contraintes résiduelles sont responsables du ralentissement de la vitesse de propagation des fissures s'amorçant à partir des rayures et des chocs.

- **<u>Influence de la contrainte maximale :</u>**
  - La phase de propagation diffère en fonction du niveau de sollicitation appliqué. Ainsi, nous avons relevé la présence de marquages ductile/fragile et l'apparition de lèvres de cisaillement à forte contrainte appliquée, en toute fin de propagation (10% de la durée de vie totale restante). Ces résultats sont expliqués par le fait que la fissure se retrouve dans une zone d'instabilité en raison d'un rapport K_{max}/K_{IC} élevé.

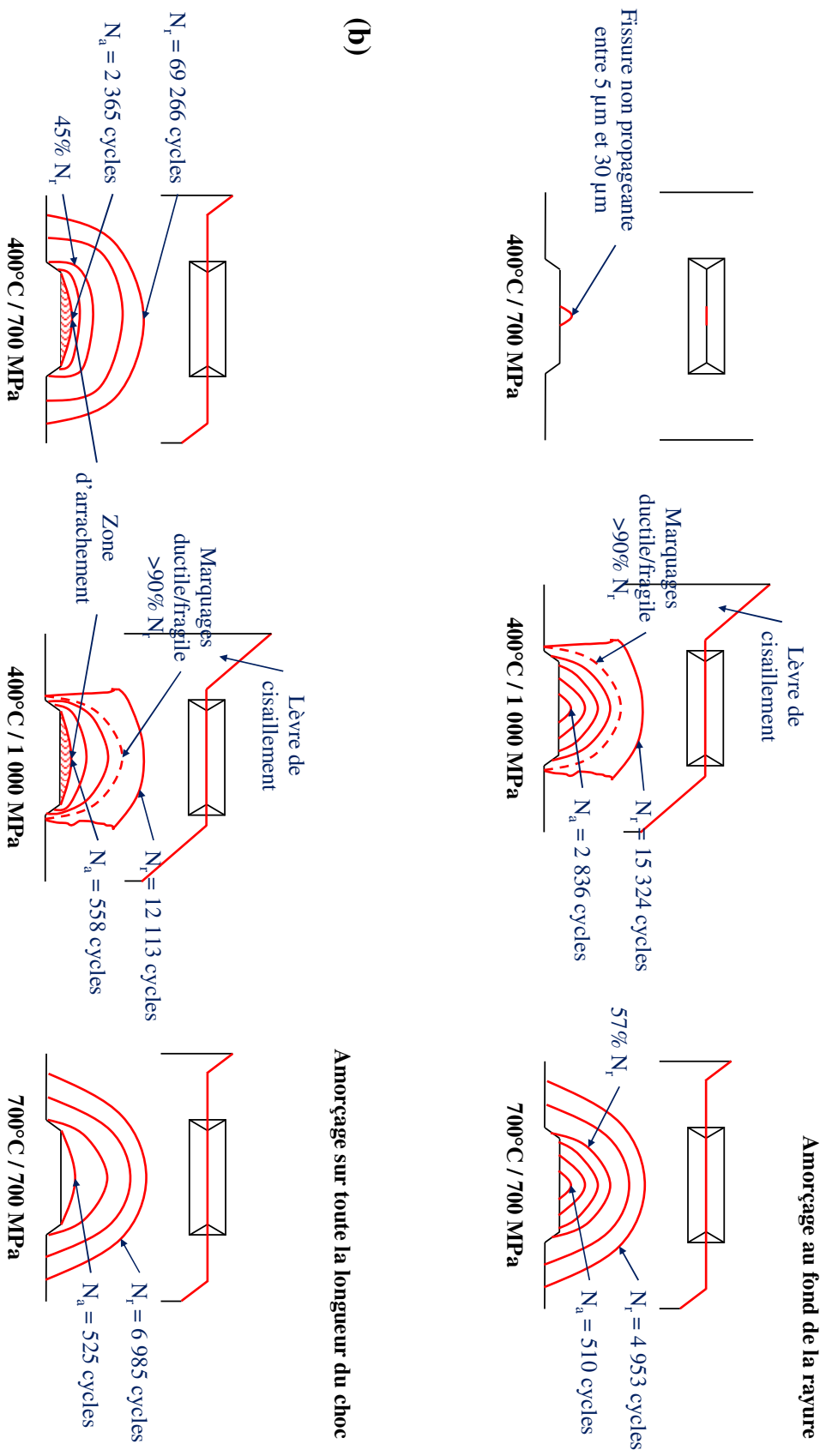


Figure B-65 – *Scenarii* de propagation observés expérimentalement (a) à partir d'anomalies de surface de type rayure et (b) de type choc

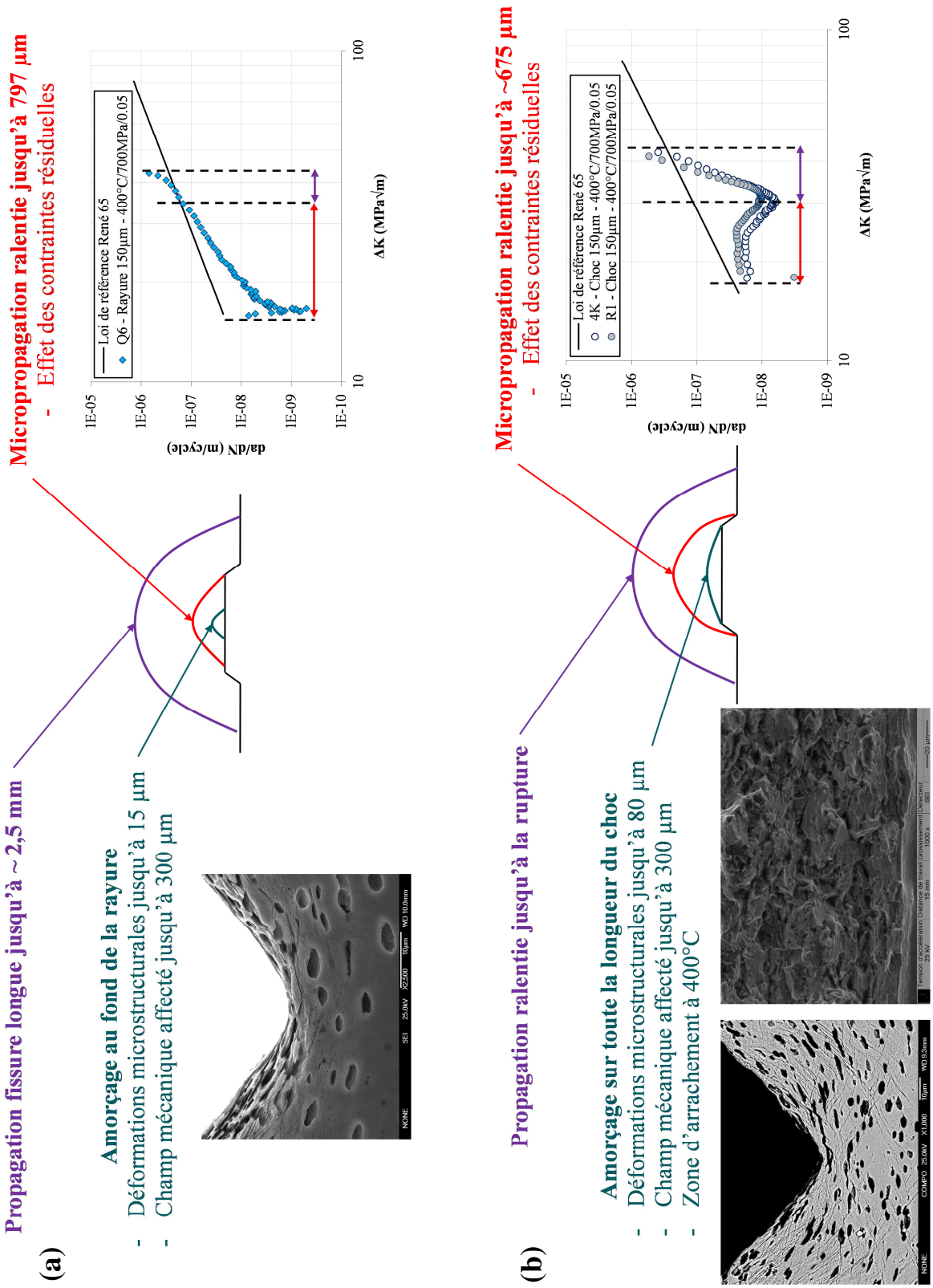


Figure B-66 – Synthèse du comportement en fatigue (a) d'une anomalie de surface de type rayure et (b) de type choc

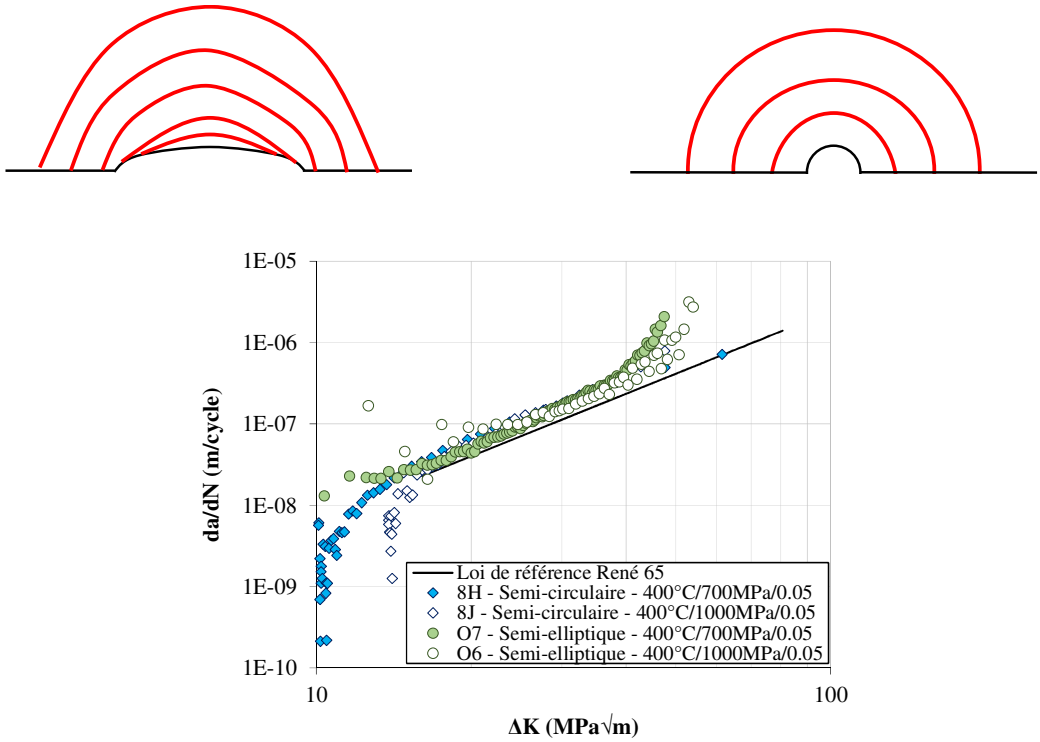


Figure B-67 – Synthèse du comportement en fatigue (a) d'une anomalie de surface de type semi-elliptique et (b) de type semi-circulaire

Résumé :

Afin d'étudier l'influence des anomalies de surface sur la durée de vie, des essais de fissuration ont été effectués sur des éprouvettes à section rectangulaire. Dans le but d'avoir une information sur la longueur de fissure à un instant 't', la technique du suivi électrique a été utilisée. Des améliorations de cette technique ont été apportées suite aux travaux de thèse de **Doremus, 2014** *afin de détecter l'amorçage avec une plus grande précision (diminution de la distance entre les fils de mesure) et dans le but d'avoir une information sur la forme du front de fissure au cours de l'essai (méthode 3 points). Les premiers résultats sont concluants et cette technique devrait être intéressante dans le cas d'amorçage et de propagation complexes.*

Les résultats expérimentaux montrent un amorçage rapide, entre 3% et 20% de la durée de vie totale, quelques soient les conditions de sollicitation évaluées ainsi que pour les deux types d'anomalies de surface (rayure et choc). Toutefois, la majorité des rayures testée à 400°C et pour une contrainte maximale appliquée de 700 MPa n'a pas présenté d'amorçage au sens du potentiel. Néanmoins, après observations des coupes transversales, nous avons mis en évidence la présence de fissures d'environ 15 µm au fond de ces rayures. La présence d'importantes contraintes résiduelles de compression sous ces anomalies sont responsables de l'arrêt de leur propagation. Nous avons également constaté, par le biais de mesures électriques (méthode 3 points) et de marquages thermiques, une évolution particulière de la forme du front de fissure s'amorçant au fond des rayures. Ainsi, nous avons observé que la propagation était plus rapide à cœur qu'en surface. Nous avons expliqué cela par la variation

de la vitesse d'usinage lors de leur fabrication engendrant une hétérogénéité du champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie. La vitesse d'usinage est donc un paramètre pouvant modifier le comportement en propagation de ces anomalies. Concernant les courbes de fissuration, ces dernières montrent un ralentissement de la vitesse de propagation sur une centaine de microns sous les anomalies de type choc et rayure. Une fois la zone affectée dépassée, la vitesse augmente et rejoint la vitesse standard des fissures longues du René 65.

Grâce à l'utilisation de traitements thermiques de relaxation, le ralentissement observé a été attribué à la présence de contraintes résiduelles sous les anomalies. De plus, la forme particulière des fronts de fissure s'amorçant au fond des rayures n'a pas été constatée après relaxation (rayures sans contraintes résiduelles), ce qui montre que les contraintes résiduelles sont donc responsables de ce comportement. En outre, les vitesses de propagation des fissures s'amorçant au fond des chocs et des rayures traités thermiquement sont comparables aux vitesses de propagation des fissures longues de l'alliage. Toutefois, les anomalies de type rayure et choc ayant les mêmes profils géométriques et donc le même champ mécanique, il n'est pas aisé d'évaluer son impact sur la propagation des fissures. Le champ mécanique non homogène sous les anomalies de surface est par conséquent un des paramètres à prendre en compte dans la modélisation de la propagation de fissures à partir de ces dernières.

Bibliographie

Aronson, G.H., Ritchie, R.O., 1979. Optimization of the electrical potential technique for crack growth monitoring in compact test pieces using finite element analysis. J. Test. Eval. 7, 208–215.

Bachmann, V., Munz, D., 1979. Fatigue crack closure evaluation with the potential method. Eng. Fract. Mech. 11, 61–71.

Baudin, G., Policella, H., 1979. Détermination de fronts de fissure dans les pièces métalliques tridimensionnelles par mesure électrique. Rech Aérosp 1, 73–85.

Cao, W., Khadhraoui, M., Brenier, B., Guedou, J.-Y., Castex, L., 1994. Thermomechanical relaxation of residual stress in shot peened nickel base superalloy. Mater. Sci. Technol. 10, 947–954.

Černý, I., 2004. The use of DCPD method for measurement of growth of cracks in large components at normal and elevated temperatures. Eng. Fract. Mech. 71, 837–848.

Černý, I., 2011. Growth and retardation of physically short fatigue cracks in an aircraft Al-alloy after shot peening. 11th Int. Conf. Mech. Behav. Mater. ICM11 10, 3411–3416.

Černý, I., Sís, J., Mikulová, D., 2012. Short fatigue crack growth in an aircraft Al-alloy of a 7075 type after shot peening. Surf. Coat. Technol. 243, 20–27.

Clark, G., Knott, J.F., 1975. Measurement of fatigue cracks in notched specimens by means of theoretical electrical potential calibrations. J. Mech. Phys. Solids 23, 265–276.

Doremus, L., 2014. Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. Mémoire de thèse, 2014, ISAE-ENSMA.

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. Int. J. Fatigue 70, 178–185.

Enmark, M., Lucas, G., Odette, G.R., 1992. An electric potential drop technique for characterizing part-through surface cracks. J. Nucl. Mater. 191, 1038–1041.

Evans, A., Kim, S.-B., Shackleton, J., Bruno, G., Preuss, M., Withers, P.J., 2005. Relaxation of residual stress in shot peened Udimet 720Li under high temperature isothermal fatigue. Fatigue Damage Struct. Mater. V 5th Int. Conf. Fatigue Damage Struct. Mater. 27, 1530–1534.

Gandossi, L., Summers, S.A., Taylor, N.G., Hurst, R.C., Hulm, B.J., Parker, J.D., 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. Int. J. Press. Vessels Pip. 78, 881–891.

John, R., Buchanan, D.J., Caton, M.J., Jha, S.K., 2010. Stability of shot peen residual stresses in IN100 subjected to creep and fatigue loading. Fatigue 2010 2, 1887–1893.

Kermouche, G., 2013. Étude de traitements mécaniques des surfaces reposant sur des sollicitations de rayure (superfinition, polissage, galetage). Matér. Tech. 101, 308.

Laurence, A., Cormier, J., Villechaise, P., Billot, T., Franchet, J.-M., Pettinari-Sturmel, F., Hantcherli, M., Mompiou, F., Wessman, A., 2014. Impact of the solution cooling rate and of thermal aging on the creep properties of the new cast & wrought René 65 Ni-based superalloy. In: 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives.

Luo, J., Bowen, P., 2004. Small and long fatigue crack growth behaviour of a PM Ni-based superalloy, Udimet 720. Int. J. Fatigue 26, 113–124.

Miller, G.A., 1969. Fatigue fracture appearance and the kinetics of striation formation in some high-strength steels. ASM Trans Quart 62, 651–658.

Newman, J.C., Raju, I.S., 1981. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Eng. Fract. Mech. 15, 185–192.

Ojo, O.A., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., 2004. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy. Scr. Mater. 50, 641–646.

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.

Schijve, J., 1981. Shear lips on fatigue fractures in aluminium alloy sheet material. Eng. Fract. Mech. 14, 789–800.

Sposito, G., 2009. Advances in potential drop techniques for non–destructive testing. Dr. Philos. Imp. Coll. Lond.

Tan, J.T., Chen, B.K., 2013. A new method for modelling the coalescence and growth of two coplanar short cracks of varying lengths in AA7050-T7451 aluminium alloy. Int. J. Fatigue 49, 73–80.

Thompson, K.D., Sheppard, S.D., 1992. Growth of shear lips in surface cracked shafts subjected to fatigue loading. Eng. Fract. Mech. 43, 73–82.

Chapitre C :

Modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

Chapitre C
Modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

C.1. STRATEGIE DE MODELISATION MISE EN PLACE 162

C.2. SIMULATION NUMERIQUE DE L'INTRODUCTION D'UNE ANOMALIE DE TYPE CHOC 163

C.2.1 DEFINITION DU PROBLEME 163

C.2.2 VALIDITE DU MODELE NUMERIQUE 165

C.2.2.1. Etude de la convergence au sens du maillage 165

C.2.2.2. Validité de la solution affichée aux nœuds 168

C.2.2.3. Etude paramétrique : coefficient de frottement 170

C.2.3 CHAMP DE CONTRAINTES RESIDUELLES 173

C.3. EVALUATION NUMERIQUE DE LA RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES 176

C.3.1 RELAXATION MECANIQUE DES CONTRAINTES RESIDUELLES INITIALES 176

C.3.2 CHAMP DE CONTRAINTES RESIDUELLES RELAXE 177

C.4. APPLICATION DANS UN MODELE NUMERIQUE 181

C.4.1 DESCRIPTION DE LA MODELISATION ACTUELLEMENT UTILISEE : LE PROGRAMME PROPAG 181

C.4.2 MODELISATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION DE FISSURE 184

C.4.3 INTERPOLATION DU CHAMP MECANIQUE RELAXE 186

BIBLIOGRAPHIE 191

Modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface

C.1. Stratégie de modélisation mise en place

Un modèle prédictif de durée de vie des anomalies de surface a été proposé dans le cadre de cette étude. La campagne expérimentale, ainsi que les différents travaux antérieurs, ont permis de définir les paramètres à prendre en compte dans la modélisation de la propagation d'une fissure dans le champ mécanique créé par l'anomalie (contraintes résiduelles et effet d'entaille). Ainsi, le comportement des rayures et des chocs en propagation résulte de la balance d'effets multiples. Nous avons vu que l'amorçage de fissures à partir de ces anomalies est rapide, et ce, quelles que soient les conditions de sollicitation. Cet amorçage rapide est lié à la concentration de contraintes induite par la géométrie de l'anomalie de surface, mais également à l'écrouissage du matériau résultant de sa fabrication. Les essais de fissuration réalisés ont également permis de mettre en évidence la présence d'un ralentissement de la propagation dans les premiers stades. L'utilisation d'un traitement thermique de relaxation a démontré que c'est bien la présence de contraintes résiduelles générées par la fabrication de l'anomalie qui est responsable de ce ralentissement. Elles sont également responsables d'une modification de l'évolution du front de fissure pour les anomalies de type rayure (propagation plus prononcée au fond de celles-ci). Les conditions de sollicitation ne sont pas non plus à négliger. En effet, nous avons observé, pour les anomalies de type rayure, l'arrêt de la propagation d'une fissure à faible contrainte imposée. Cette contrainte (700 MPa) ne permet pas à la fissure de sortir du champ de contraintes résiduelles créé par l'anomalie. La géométrie, les contraintes résiduelles ainsi que les conditions de sollicitation constituent donc les paramètres contrôlant la durée de vie en fatigue des anomalies de surface de type maintenance.

Différents modèles de propagation de fissures existent dans la littérature. Cependant, peu d'entre eux tiennent compte des contraintes résiduelles observées sous une anomalie. De manière générale, ces dernières sont prises en compte en les considérant comme un chargement additionnel. Lorsqu'une pièce est soumise à un champ de contraintes résiduelles, celui-ci se superpose au champ de contraintes de service déchargeant ou surchargeant localement celle-ci. Le facteur d'intensité des contraintes total est alors défini comme la superposition du facteur d'intensité des contraintes dû au chargement et à celui dû aux contraintes résiduelles. La théorie de superposition est souvent utilisée mais elle ne considère, en général, que l'état initial du champ de contraintes résiduelles, sans prise en compte des effets de relaxation thermique et/ou mécanique. Afin de pallier ces défauts, une chaîne de calcul complète a été mise en place, de l'introduction de l'anomalie jusqu'à la prédiction de la durée de vie, en passant par l'évaluation de la relaxation thermomécanique. Cette chaîne de calcul est présentée en **Figure C-1** et sera décrite dans l'ensemble de ce chapitre.

La stratégie de modélisation est divisée en plusieurs étapes : l'introduction de l'anomalie de surface et l'évaluation de la relaxation thermomécanique réalisées dans le code éléments finis *Abaqus*, l'interpolation du champ relaxé et enfin l'application de ce dernier

dans un modèle numérique de propagation de fissure dans un champ 2D, développé dans le code *Python*. Toutefois, les anomalies de type rayure, de complexité plus grande car nécessitant des connaissances dans le domaine de la simulation numérique d'usinage par enlèvement de matière, ne seront pas abordées dans le cadre de cette étude. Ainsi, seule la propagation d'une fissure s'amorçant au fond d'une anomalie de type choc sera modélisée, même si la méthode proposée peut aisément être étendue au cas des rayures sous réserve de la connaissance du champ de contraintes résiduelles initial.

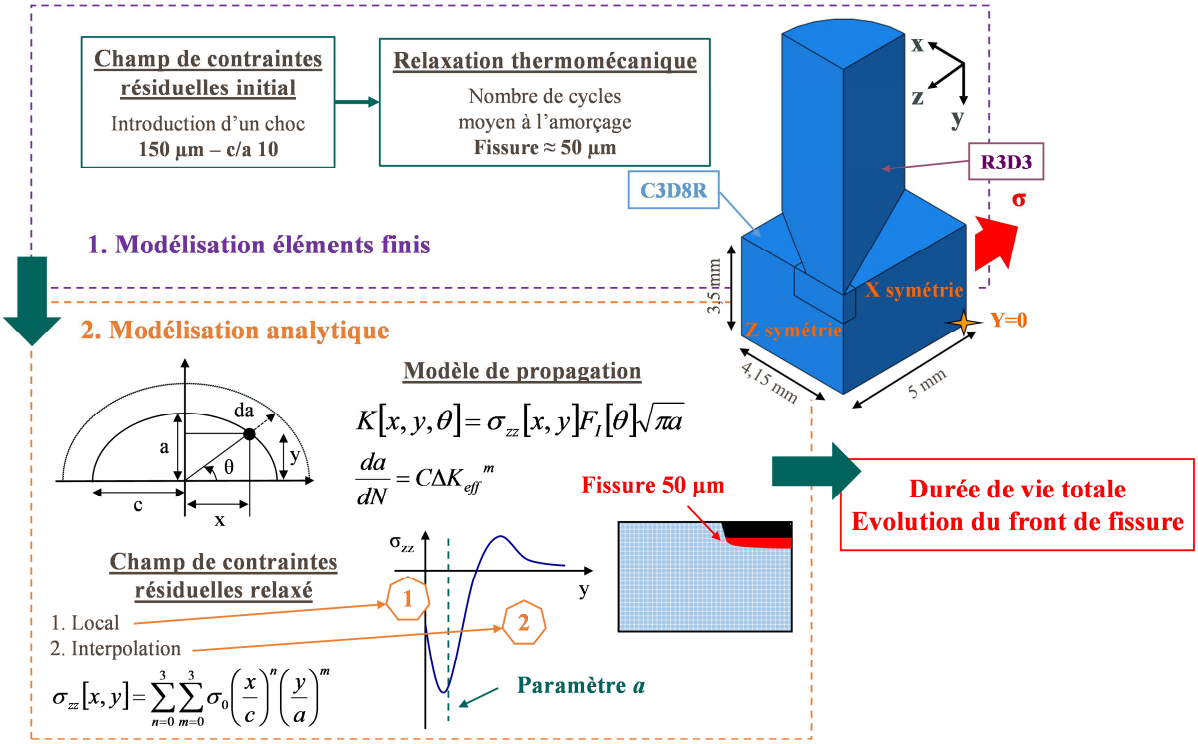


Figure C-1 – Chaîne de calcul proposée pour les anomalies de type choc

C.2. Simulation numérique de l'introduction d'une anomalie de type choc

C.2.1 Définition du problème

Avant d'évoquer la modélisation de l'introduction d'une anomalie de type choc en tant que telle, revenons sur la méthode d'introduction expérimentale. Les anomalies de surface de type choc ont été retenues afin de représenter l'impact que pourrait créer un outil, chutant sur une pièce lors d'opérations de maintenance. Les vitesses d'impact mises en jeu sont relativement faibles et peuvent être estimées à moins de 5 m/s. Ce ne sont donc pas des chocs dynamiques, comme peuvent l'être les *Foreign Object Damage* (FOD), pour lesquels la vitesse d'impact est généralement supérieure à 200 m/s. Par conséquent, il paraît raisonnable de simuler ces impacts par une modélisation 3D quasi-statique en élasto-plasticité (non linéarité géométrique), présentée en **Figure C-2**. **Boyce et al., 2001** ont d'ailleurs montré, en comparaison à des mesures expérimentales par diffraction des rayons X, qu'une simulation quasi-statique donnait de bons résultats pour des vitesses d'impact allant jusqu'à 200 m/s. Au-delà, une prise en compte de la vélocité de l'impact est requise. Une modélisation quasi-

statique devrait donc être suffisante afin d'obtenir des estimations satisfaisantes du champ de contraintes résiduelles initial.

La partie utile de l'éprouvette est modélisée comme un matériau déformable suivant une loi d'écrouissage cinématique non linéaire, identifiée à partir d'essais de traction monotone à température ambiante. L'outil impactant l'éprouvette est quant à lui modélisé comme un solide rigide indéformable.

Afin de prendre en compte le comportement de contact entre l'impacteur et l'éprouvette, un contact « dur » dans la direction normale au plan *xz* ainsi qu'un contact tangentiel sont introduits. Ce dernier est modélisé par l'application d'un coefficient de frottement de 0,1. Cette valeur rend compte d'une force de frottement peu élevée et est généralement utilisée dans la littérature (**Boyce et al., 2003**). En l'absence de données plus précises concernant ce paramètre, nous prendrons cette valeur comme référence. Néanmoins, une analyse a été réalisée afin de caractériser l'influence de ce dernier dont les résultats seront présentés plus loin dans ce chapitre.

En ce qui concerne les conditions aux limites, les symétries géométriques sont utilisées dans le but de réduire les temps de calcul et les déplacements selon la direction *y* sont bloqués, sur la surface inférieure de l'éprouvette. Ainsi, nous ne modélisons qu'un quart du problème. L'introduction du choc est modélisée par le déplacement de l'outil à la profondeur de l'anomalie que nous voulons évaluer ; dans le cas présent nous simulerons l'introduction d'un choc de 150 µm de profondeur. Enfin, l'outil est dégagé et n'est par conséquent plus en contact avec l'éprouvette.

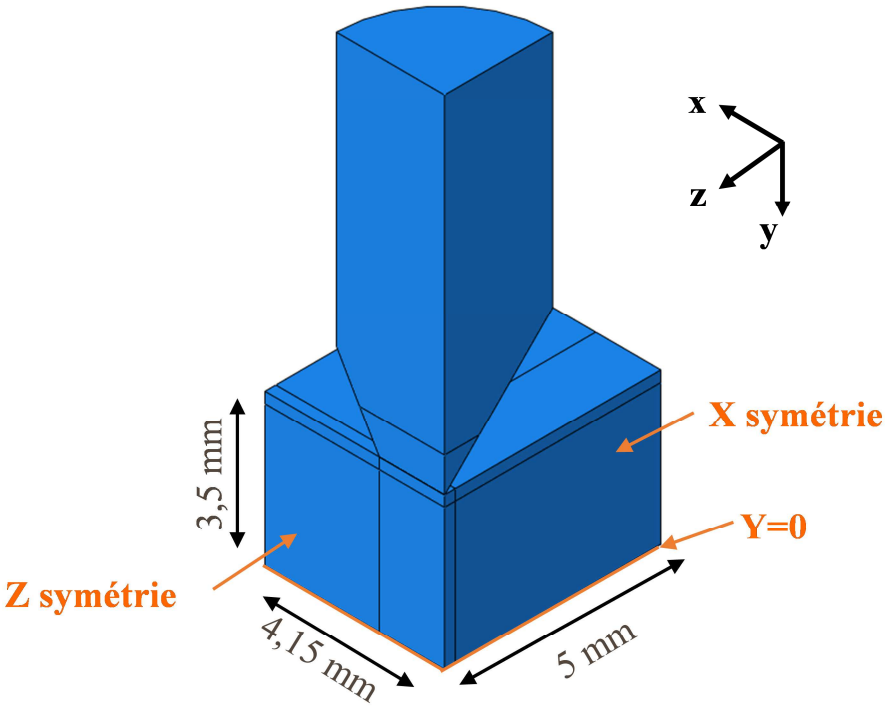


Figure C-2 – Modèle 3D d'introduction d'un choc à profil en V

C.2.2 Validité du modèle numérique

C.2.2.1. Etude de la convergence au sens du maillage

La précision des résultats obtenus est donnée par la qualité du maillage en premier lieu. Afin d'optimiser ce dernier, une étude de convergence a été entreprise. La partie utile de l'éprouvette a été maillée à l'aide d'éléments linéaires à intégration réduite, C3D8R, recommandés pour la simulation de phénomènes de contact. L'outil a quant à lui été maillé à l'aide d'éléments linéaires R3D3. Le maillage le plus fin de référence présente une taille de maille de 25 µm sous l'outil impactant, et est présentée en **Figure C-3-a**. Le problème de contact étant complexe à modéliser et étant donné l'acuité de l'outil (rayon de 20 µm en pointe), il est difficile de réduire la taille de maille. En effet, la **Figure C-3-b** présente le résultat d'une simulation numérique à l'aide d'un maillage de 12,5 µm. Nous pouvons observer une dégénérescence de ce dernier à l'état déformé, ce qui se traduit par une discontinuité de la solution aux nœuds.

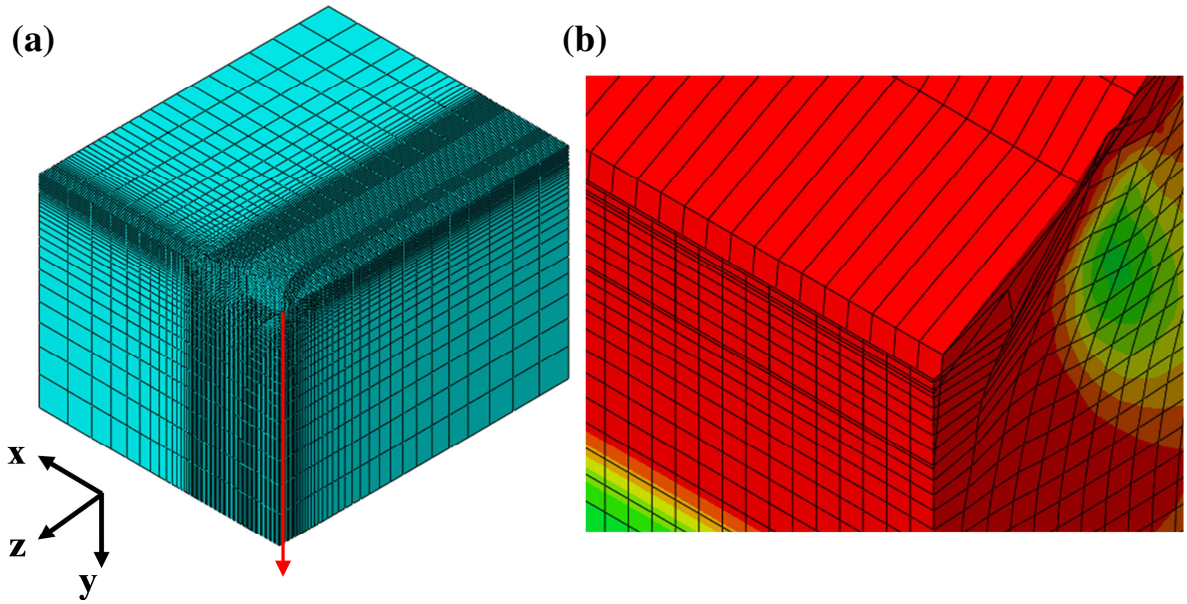


Figure C-3 – (a) Maillage optimisé à une taille de maille de 25 µm et (b) dégénérescence du maillage observée pour une taille de 12,5 µm

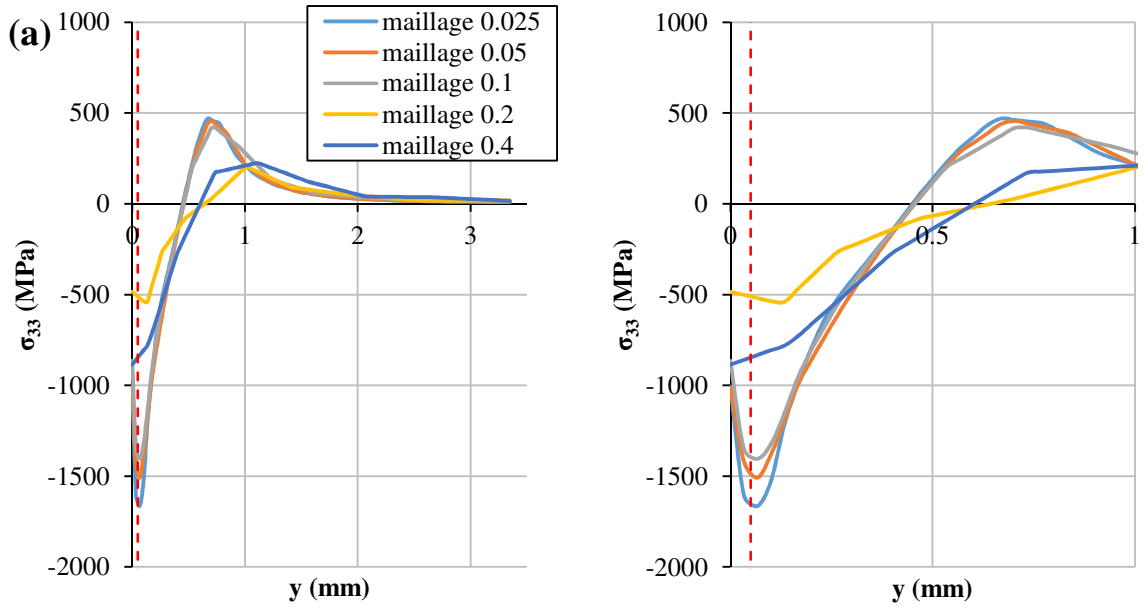
La **Figure C-4-a** présente l'évolution de la contrainte σ_{33} en fonction de la coordonnée y pour différents maillages étudiés. Cette contrainte est la plus pertinente pour notre stratégie de modélisation, puisque c'est celle qui viendra s'ajouter à la contrainte de chargement. Toutefois, le champ mécanique résultant étant triaxial, il est nécessaire d'évaluer la convergence selon les trois axes principaux. Seules les évolutions de la contrainte suivant l'axe z et la contrainte équivalente de *von Mises* sont représentées dans le cœur de ce manuscrit. Les autres composantes du tenseur des contraintes sont données en **Annexe C**. Ces évolutions sont tracées aux nœuds suivant le chemin en rouge, présenté en **Figure C-3**. Nous ajoutons également sur les différentes figures une droite verticale en pointillés correspondant à une fissure de 50 µm, fissure qui constitue le seuil de détection de notre technique expérimentale de suivi de potentiel.

Dans le but d'évaluer la qualité du maillage utilisé, nous proposons le critère suivant :

$$e(\%) = \left| \frac{\sigma_{mg} - \sigma_{mf}}{\max(\sigma_{mf})} \right| \cdot 100 \leq 10\% \qquad (1)$$

L'erreur entre la contrainte obtenue avec le maillage dit « grossier », σ_{mg}, et celle fournie par le maillage dit « fin », σ_{mf}, est normalisée par la valeur maximale de la composante obtenue à l'aide du maillage fin, dans le but de ne pas maximiser l'erreur lorsque les valeurs des contraintes s'approchent de zéro. Ainsi, nous estimons que le maillage a convergé lorsque cette erreur reste inférieure à 10%.

Nous pouvons constater en **Figure C-4-a** que les évolutions des contraintes pour les maillages de 25 µm et 50 µm sont relativement proches. L'erreur commise sur la contrainte suivant l'axe *z* reste inférieure à 10%, exceptée sur un point proche du seuil de 50 µm (**Figure C-4-b**). Le même constat peut être établi pour la contrainte équivalente de *von Mises* ; l'erreur reste globalement inférieure à 10% (**Figure C-5**). Même s'il est impossible de pouvoir mailler plus finement afin d'étudier au mieux la convergence au sens du maillage, nous pouvons estimer que celle-ci est atteinte pour une taille de maille de 25 µm. En effet, l'erreur par rapport au maillage de 50 µm est relativement faible et inférieure à 10%. La suite des calculs sera donc effectuée avec le maillage de 25 µm.



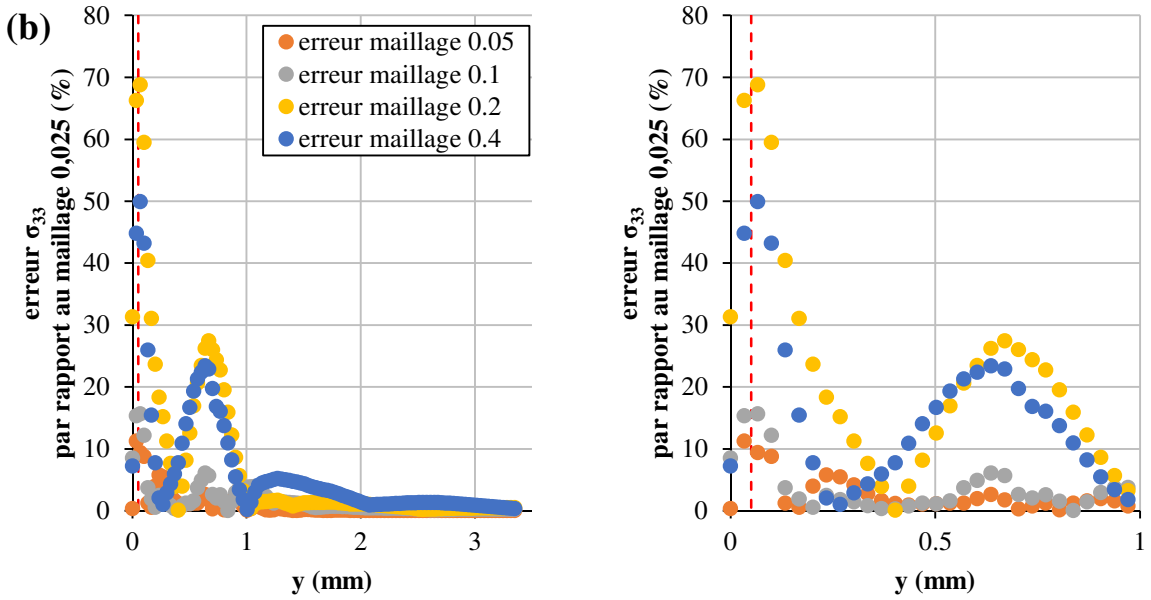
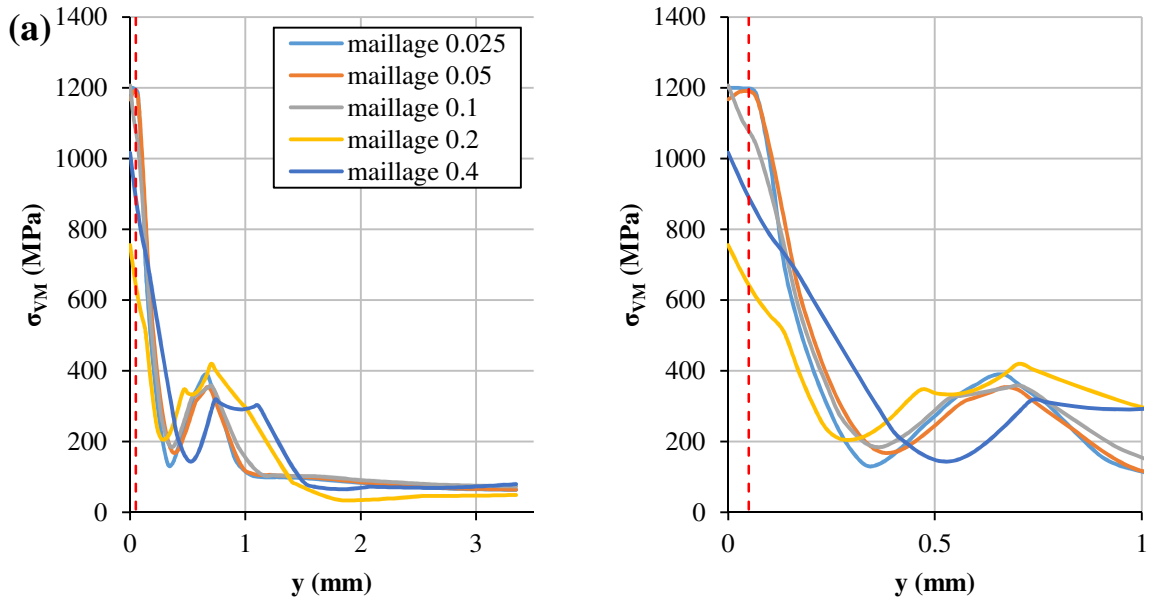


Figure C-4 – (a) Evolution de la contrainte σ_{33} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport au maillage de référence de 25 µm



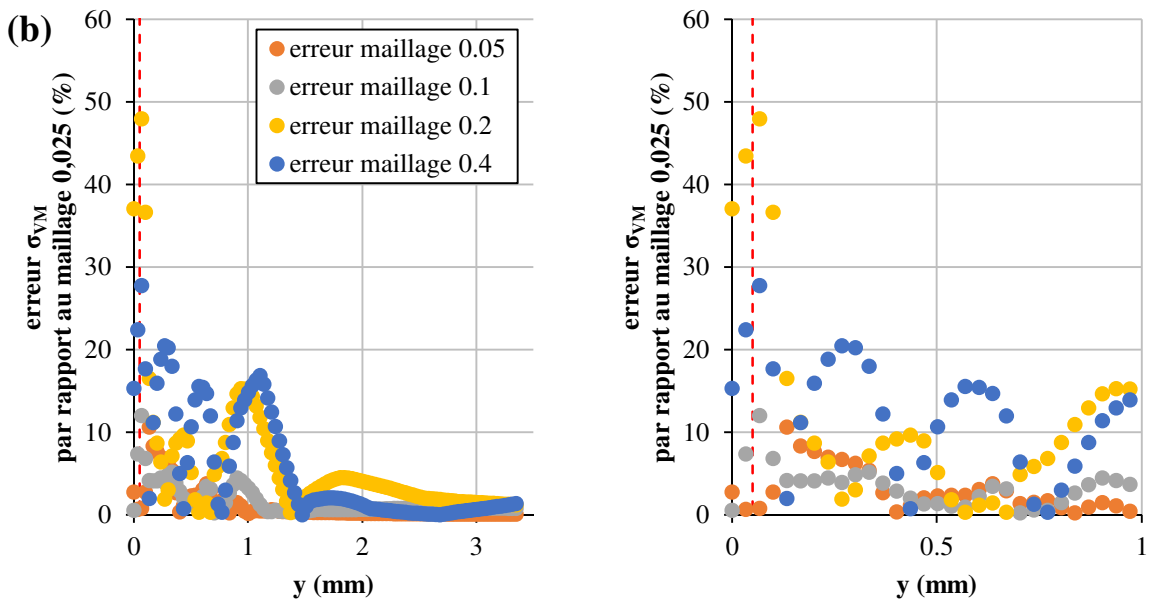


Figure C-5 – (a) Evolution de la contrainte de *von Mises* suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport au maillage de référence de 25 µm

C.2.2.2. Validité de la solution affichée aux nœuds

Nous venons d'étudier la convergence au sens du maillage en comparant les valeurs des contraintes affichées aux nœuds. Toutefois, la solution exacte est quant à elle calculée aux différents points d'intégration des éléments finis. Il est donc nécessaire de quantifier l'erreur que nous commettons par rapport aux solutions calculées en ces points.

Les éléments finis constituant le maillage étant linéaires, ceux-ci ne possèdent qu'un seul point d'intégration. Afin de quantifier l'erreur commise, nous proposons de calculer une simple différence entre la solution affichée aux nœuds et la solution calculée aux points d'intégration. Comme pour l'étude de convergence, nous regardons l'évolution de cette erreur pour la contrainte selon l'axe z, σ_{33}, ainsi que pour la contrainte équivalente de *von Mises*.

La **Figure C-6** et la **Figure C-7** présentent les évolutions de ces contraintes calculées aux points d'intégration et celles affichées aux nœuds. Nous pouvons voir que l'erreur commise est faible pour les premiers nœuds du maillage. Cependant, nous constatons que l'erreur tend à augmenter jusqu'à atteindre son maximum à environ 0,5 mm, soit au maximum de traction. Puis, l'erreur diminue à nouveau, en valeur absolue, jusqu'à tendre vers zéro. Ceci est dû à la façon dont l'éprouvette a été maillée. En effet, comme le montre la **Figure C-8**, le maillage est régulier dans le premier volume de 0,25 mm d'épaisseur. Une fois ce volume dépassé, le maillage devient progressif, passant d'une taille de 0,025 mm à 0,5 mm en atteignant la surface inférieure de l'éprouvette. Or, les contraintes calculées dans les premiers éléments du second volume ne sont pas négligeables et les gradients, au sein d'un même élément, importants. Par conséquent, l'erreur commise augmente. Une fois le maximum de traction atteint, les contraintes mises en jeu tendent vers zéro et les gradients au sein d'un même élément sont moins prononcés. C'est pourquoi, l'erreur par rapport au point d'intégration diminue. Pour pallier cela, nous aurions pu réaliser un maillage moins progressif

afin de garder un nombre d'éléments nécessaires pour bien discrétiser l'éprouvette. Toutefois, l'erreur reste assez peu importante pour qu'elle n'influe sur les études à venir.

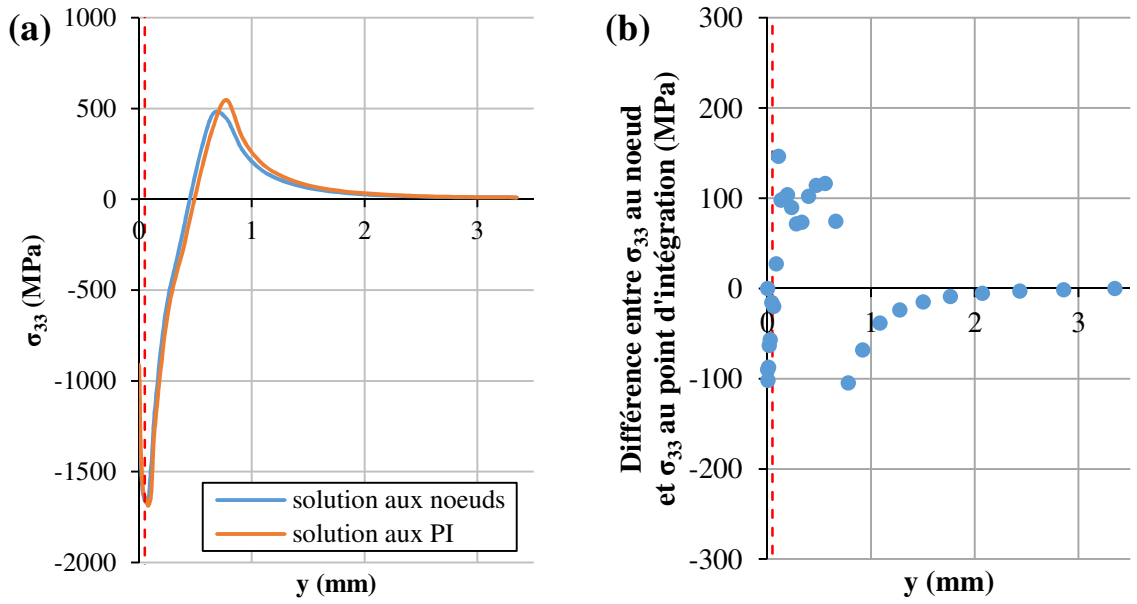


Figure C-6 – (a) Evolution de la contrainte σ_{33} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport aux points d'intégration pour le maillage de référence de 25 µm

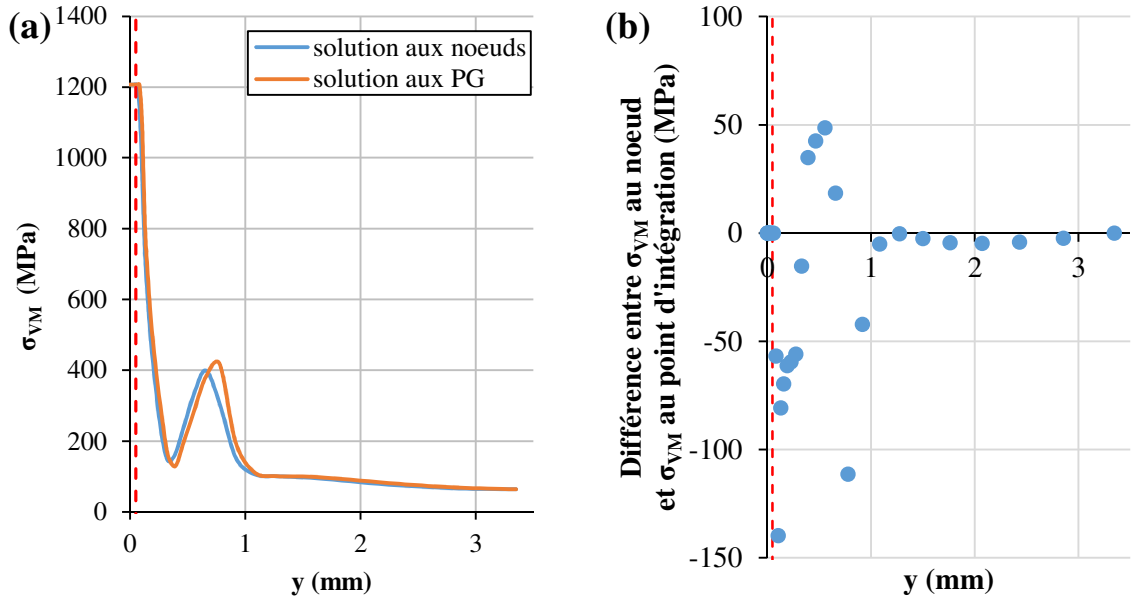


Figure C-7 – (a) Evolution de la contrainte équivalente de *von Mises* suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport aux points d'intégration pour le maillage de référence de 25 µm

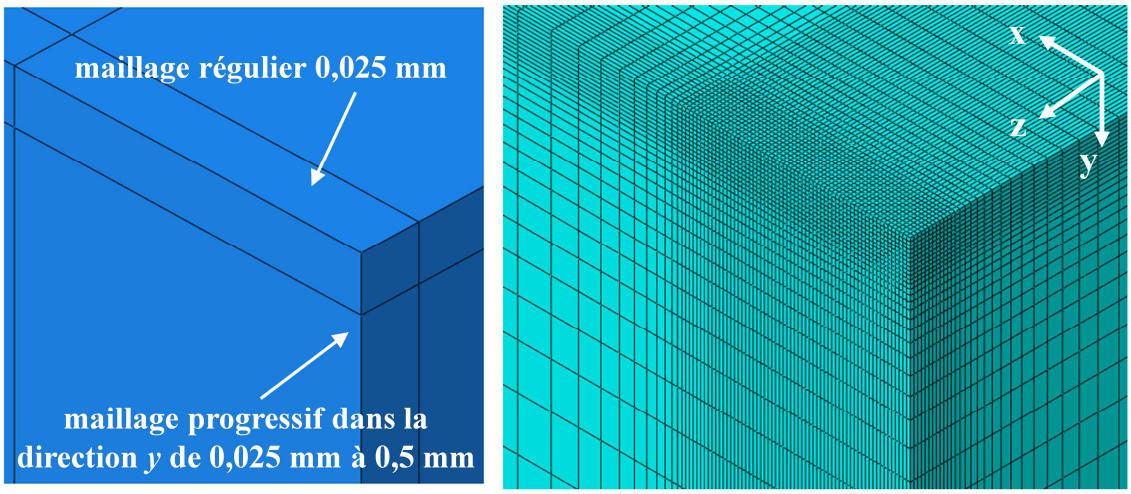


Figure C-8 – Vue 3D du modèle et présentation du maillage optimisée à une taille de 25 µm

C.2.2.3. Etude paramétrique : coefficient de frottement

Une analyse paramétrique de l'influence de la valeur du coefficient de frottement a été réalisée. En effet, faute de valeurs précises, nous avons pris une valeur de référence couramment utilisée dans la littérature pour simuler l'impact de chocs dynamiques. Comme nous l'avons évoqué dans la description du modèle, cette valeur de 0,1 représente une force de frottement faible entre l'impacteur et l'éprouvette. Cette étude consiste donc à évaluer l'influence d'une force de frottement plus élevée sur la réponse en contrainte du matériau. Pour cela, nous avons varié le coefficient de frottement entre 0,1 et 0,9, valeur correspondant à un frottement très important entre les deux pièces. La **Figure C-9** et la **Figure C-10** présentent les résultats de ces simulations numériques.

Nous pouvons observer que pour un coefficient de frottement supérieur ou égal à 0,5, les évolutions de la contrainte σ_{33} et de la contrainte équivalente de *von Mises* ne varient plus. Ceci est probablement dû à une saturation de l'effort de frottement. Ainsi, comme le montre la **Figure C-11**, au-delà d'un coefficient de frottement de 0,5, le glissement tangentiel de la surface de l'éprouvette atteint son maximum très rapidement puis sature. De plus, les valeurs de glissement calculées sont relativement proches quelle que soit la valeur de μ. Par conséquent, la solution obtenue n'est pas dépendante du coefficient de frottement introduit. Pour un coefficient de frottement égal à 0,1, nous constatons que le glissement continue de diminuer et ne sature pas lors de la charge. Il est néanmoins difficile de dire quelle solution est la meilleure et quelle est la solution décrivant au mieux la physique du problème. En première approximation, et en attente de données plus fiables, nous avons poursuivi les simulations en conservant un coefficient de frottement égal à 0,1.

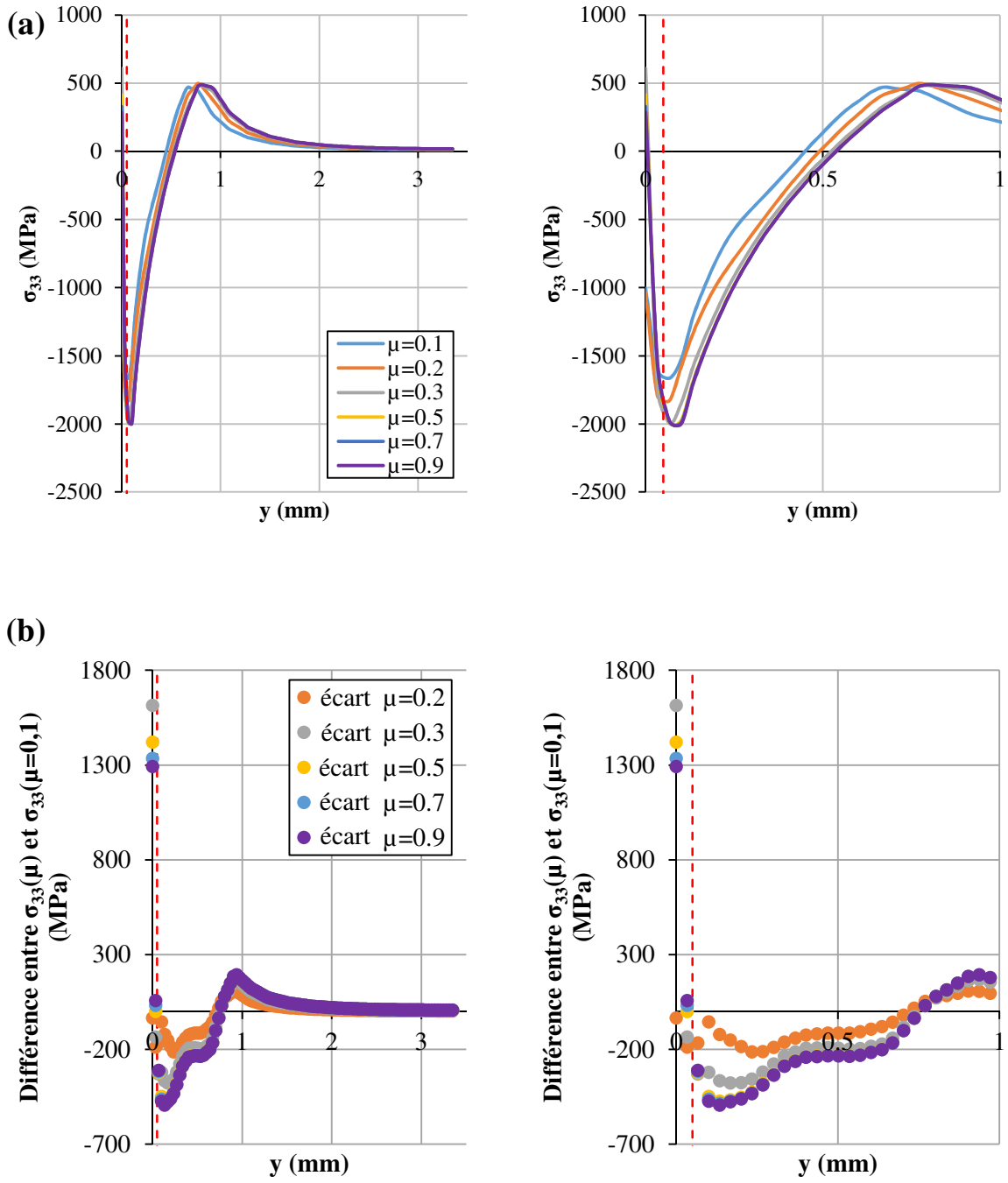


Figure C-9 – (a) Evolution de la contrainte σ_{33} en fonction de la direction y pour différentes valeurs de μ et (b) erreur commise par rapport à une valeur de référence μ = 0,1

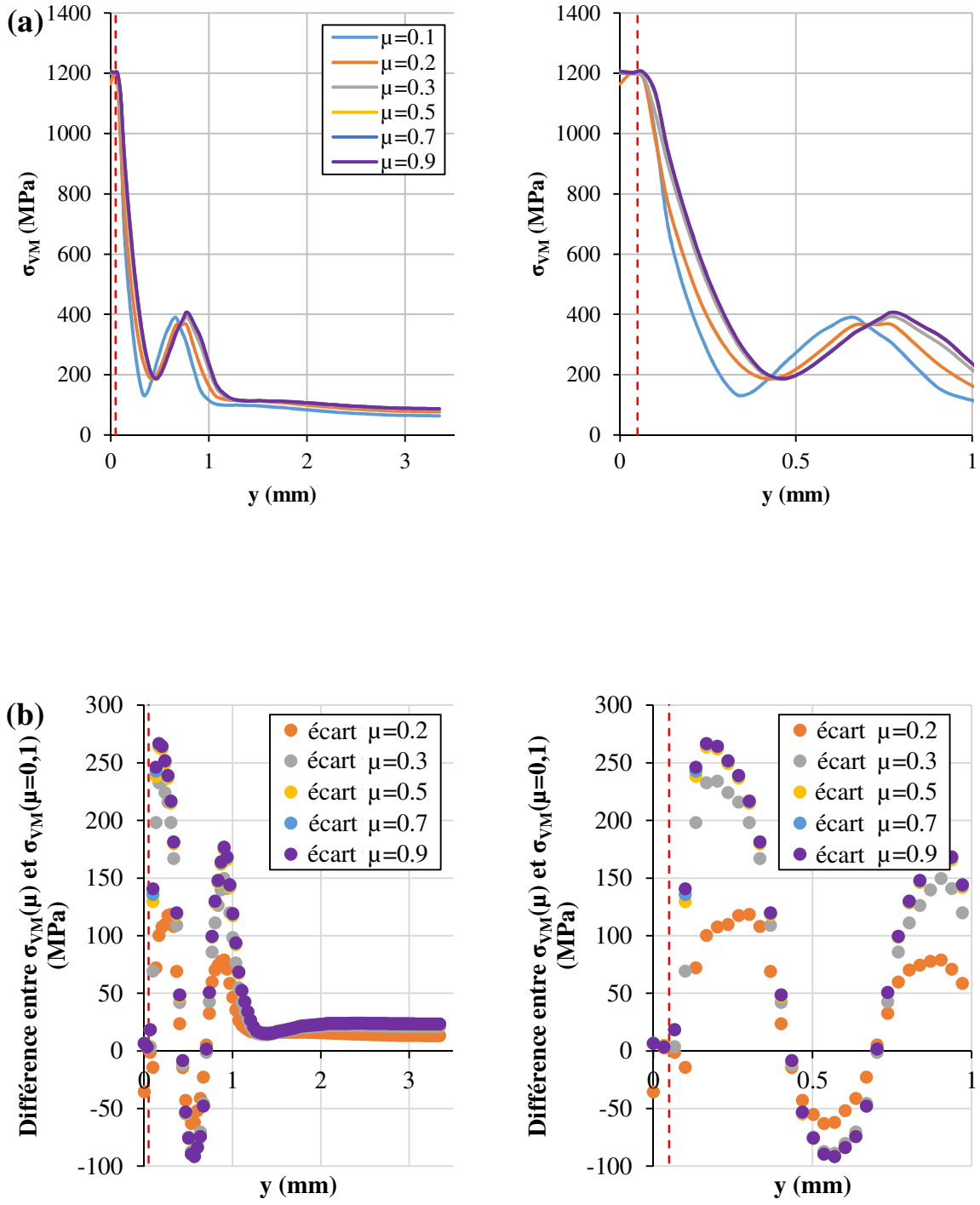


Figure C-10 – (a) Evolution de la contrainte équivalente de *von Mises* en fonction de la direction *y* pour différentes valeurs de μ et (b) erreur commise par rapport à une valeur de référence μ = 0,1

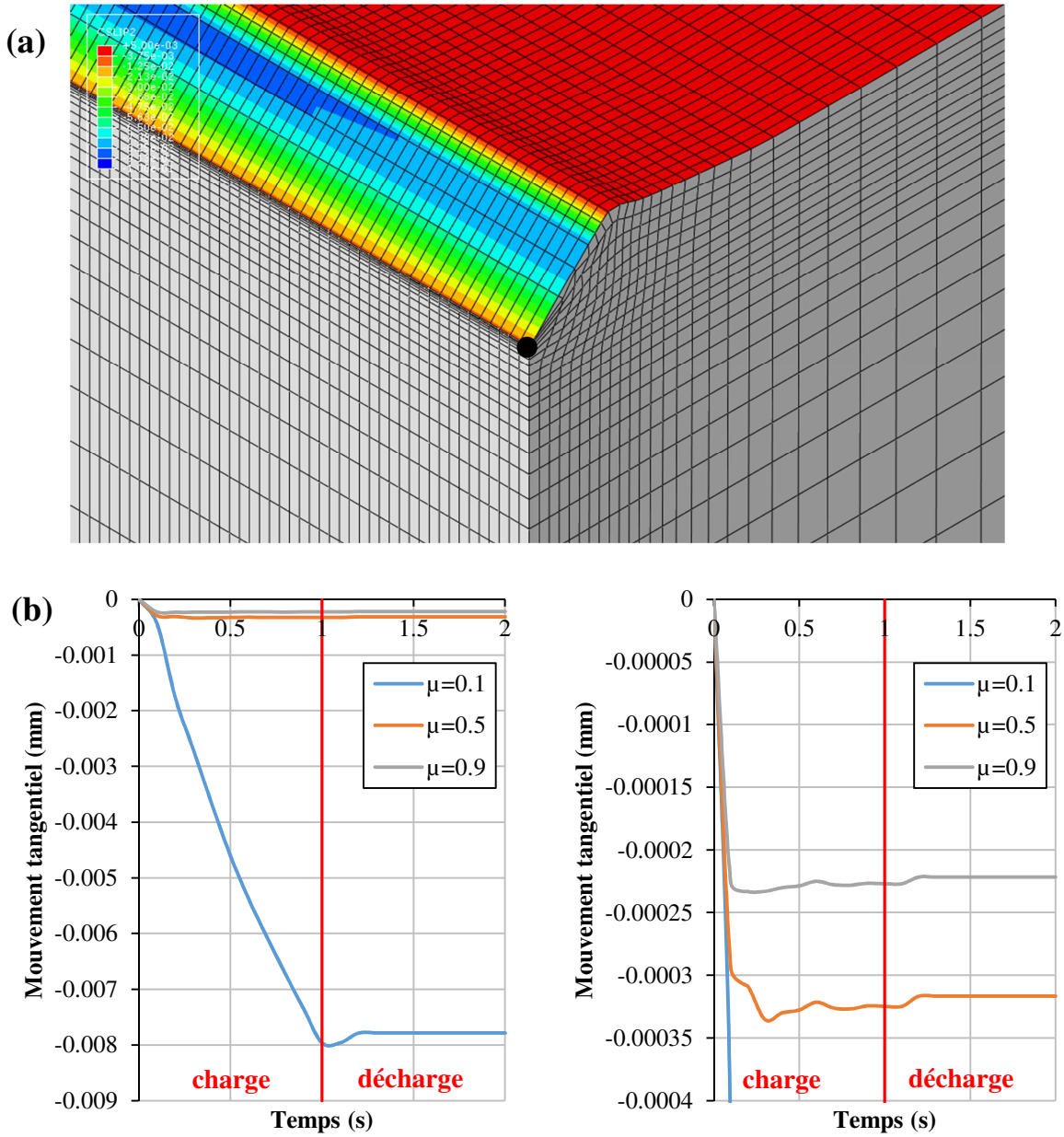


Figure C-11 – (a) Représentation 3D du mouvement tangentiel à la surface et (b) évolution du mouvement tangentiel en fonction du temps pour différentes valeurs de μ

C.2.3 Champ de contraintes résiduelles

Le champ de contraintes résiduelles obtenu par la modélisation éléments finis est visualisé dans le plan de propagation en **Figure C-12**. La **Figure C-13** présente les profils des contraintes résiduelles calculés à partir du milieu du fond de l'anomalie de surface introduite. Les résultats sont similaires à ceux observés dans la littérature (**Boyce et al., 2001**, **Duó et al., 2007**, **Lin et al., 2014**). Une première zone, se situant directement sous le choc, comporte d'importantes contraintes résiduelles de compression. Elle s'étend jusqu'à environ 500 µm à partir du fond de l'anomalie. Le maximum de compression se situe à environ 60 µm de profondeur, atteignant environ -1660 MPa dans la direction *z*. Cette zone est entourée de contraintes résiduelles de traction atteignant leur maximum à environ 700 µm de profondeur.

Ces contraintes résiduelles de traction diminuent puis tendent vers zéro avec l'augmentation de la profondeur. De plus, nous pouvons constater que le champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie de type choc est fortement multiaxial. Il faut bien sûr superposer à cela l'effet d'entaille et le chargement mais cette triaxialité peut affecter la propagation de la fissure. Dans notre modélisation, nous supposerons que seule la contrainte d'ouverture σ_{33} participe à la propagation de la fissure. Toutefois, la prise en compte de la triaxialité du champ mécanique semble être une perspective importante.

Les profils des contraintes résiduelles σ_{33} dans la direction z, ont été tracés suivant des chemins dans l'épaisseur de l'éprouvette depuis le milieu du choc et également à partir du coin, comme l'illustre la **Figure C-14**. Nous pouvons constater que le champ de contraintes résiduelles semble assez homogène au voisinage du choc. En effet, le maximum de compression atteint est de -1660 MPa dans la direction y (courbe tracée en vert) et environ -1400 MPa en coin (courbe tracée en jaune). L'amplitude des contraintes résiduelles de traction est également du même ordre de grandeur selon les deux directions, environ 450 MPa. Toutefois, nous pouvons constater que la profondeur affectée n'est pas la même. En effet, bien que le pic du maximum de compression se situe entre 50 µm et 100 µm pour les deux directions, les contraintes résiduelles de compression sont présentes sur une profondeur moins importante en coin : environ 250 µm contre 500 µm au milieu du choc. Les contraintes résiduelles de traction existent jusqu'à une profondeur de 1,5 mm en coin et 2 mm au milieu de l'éprouvette.

La modélisation mise en place nous permet de calculer la forme et le profil des contraintes résiduelles, après l'introduction et le dégagement de l'outil. L'analyse de la convergence au sens du maillage et l'étude paramétrique du coefficient de frottement soulignent la robustesse de la modélisation numérique du choc proposée. Toutefois, sans comparaison avec des données expérimentales, nous ne pouvons affirmer obtenir des résultats quantitatifs fiables. Il faut donc garder à l'esprit que la chaîne de modélisation proposée dans cette étude n'a pour vocation que de retrouver et d'expliquer les résultats expérimentaux observés. En ce sens, nous avons observé un champ plutôt homogène au voisinage du choc. Nous verrons par la suite, dans le **Chapitre D**, si la nature de ce champ peut expliquer l'évolution de la morphologie des fronts de fissure observée.

Rappel de la méthodologie appliquée :

Les paramètres choisis pour cette modélisation sont résumés ci-après :

- *Modèle 3D quasi-statique en grande déformation*
- *Les symétries, selon l'axe x et z, sont prises en compte, ce qui permet de ne modéliser qu'un quart du problème. Les déplacements de la surface inférieure, dans la direction y, sont bloqués.*
- *L'éprouvette est considérée comme un solide déformable suivant une loi d'écrouissage cinématique non linéaire. Elle est maillée par des éléments linéaires C3D8R, d'une taille, la plus fine, de 25 µm.*
- *L'outil est quant à lui considéré comme un solide indéformable. Il est maillé par des*

éléments linéaires R3D3.

- *Un coefficient de frottement de 0,1 est employé afin de modéliser le contact entre l'éprouvette et l'outil.*
- *La simulation est divisée en deux étapes : la pénétration de l'outil à une profondeur de 150 µm, puis le dégagement de l'outil.*

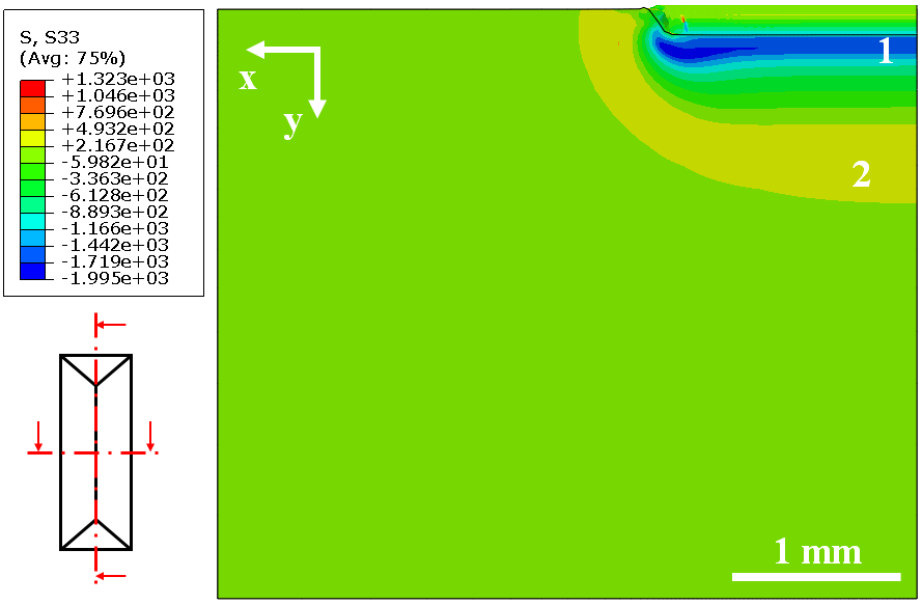


Figure C-12 – Champ de contraintes résiduelles obtenu par éléments finis sous un choc de 150 µm

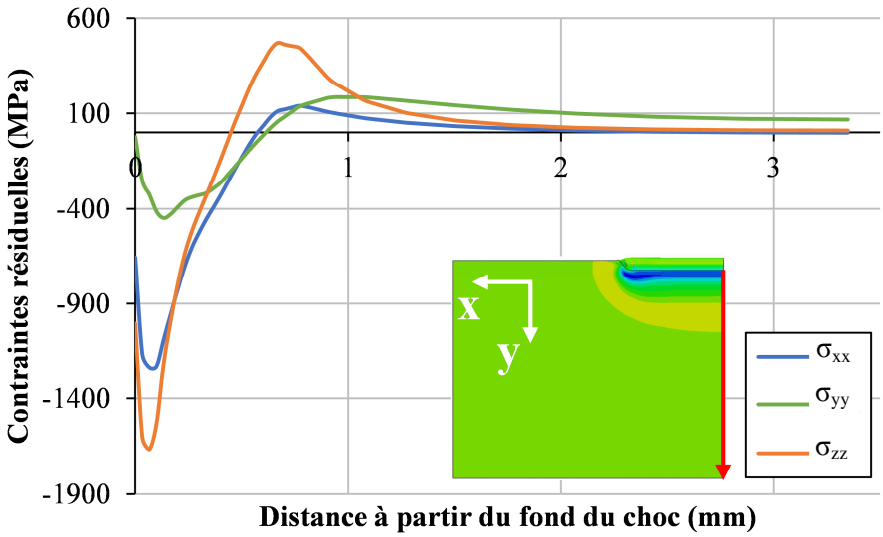


Figure C-13 – Profils selon *y* des contraintes résiduelles initiales selon les trois directions depuis le milieu du choc et à partir du fond de l'anomalie

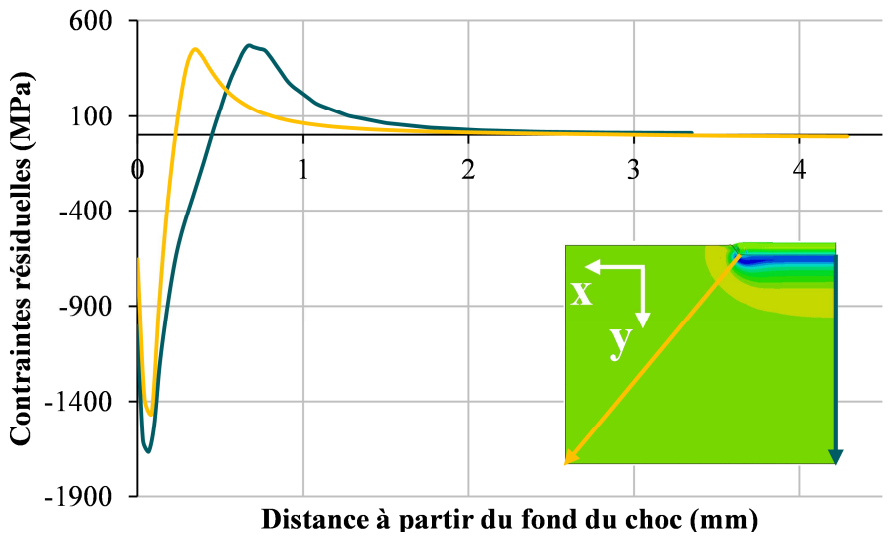


Figure C-14 – Profils selon *y* des contraintes résiduelles initiales σ_{33} depuis le milieu et le coin du choc

C.3. Evaluation numérique de la relaxation des contraintes résiduelles

C.3.1 Relaxation mécanique des contraintes résiduelles initiales

Du fait des sollicitations mécaniques et de la température élevée lors des essais de fatigue, le champ de contraintes résiduelles initial peut se relaxer. Il est par conséquent nécessaire d'évaluer ces effets. Cependant, nous ne disposons, dans notre modélisation, que d'une loi d'écrouissage élasto-plastique et non élasto-visco-plastique. Par conséquent, il nous est impossible d'évaluer la relaxation due aux phénomènes thermiques purs, lors de la montée en température. Ainsi, seule la relaxation des contraintes résiduelles due au chargement mécanique, à une température donnée, a été évaluée.

Afin d'évaluer la relaxation du champ de contraintes résiduelles initial, un calcul numérique par éléments finis a été réalisé en appliquant une sollicitation cyclique au modèle. Pour ce faire, la loi de comportement élasto-plastique cinématique non linéaire, identifiée dans le cadre de cette thèse, a été employée. Celle-ci rend compte de la relaxation de la contrainte moyenne et par conséquent des contraintes résiduelles. Une fois l'outil dégagé, une sollicitation mécanique est imposée sur la surface opposée à la surface de symétrie *z*, durant le nombre de cycles à l'amorçage moyen constaté expérimentalement, et ce pour les différentes conditions de sollicitation (**Figure C-15**). En effet, la littérature nous indique que la relaxation a lieu dans les tous premiers cycles de chargement (**Boyce et al., 2003**). Nous supposons donc que la majeure partie de la relaxation se produit lors de la phase d'amorçage au sens du potentiel, c'est-à-dire lors de la création d'une fissure de 50 µm. Cette hypothèse nous semble cohérente avec les résultats expérimentaux observés. En effet, pour l'anomalie de type rayure, à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa, nous avons observé l'arrêt de fissures de profondeur comprise entre 5 µm et 30 µm, après 170 000 cycles. Nous pouvons donc émettre l'hypothèse que le champ de contraintes résiduelles était encore suffisamment conséquent pour bloquer l'avancée de la fissure. Les conditions de sollicitation évaluées numériquement sont résumées dans le **Tableau C-1**.

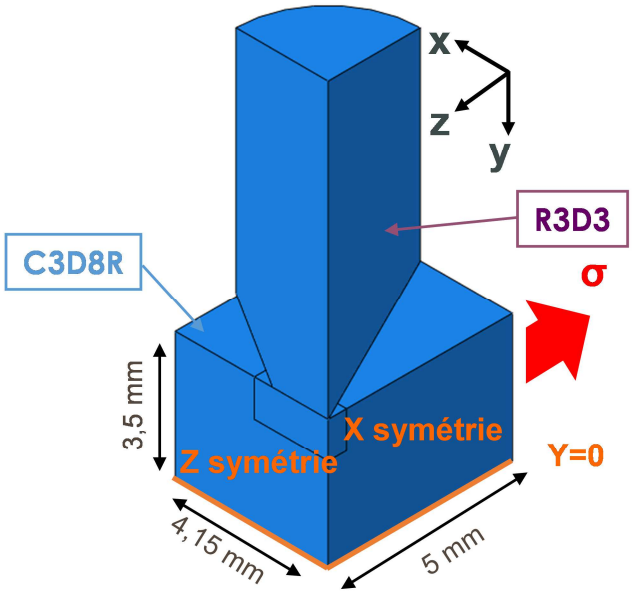


Figure C-15 – Modèle 3D d'évaluation de la relaxation mécanique après introduction d'un choc à profil en V

	Température (°C)	σ_{max} (MPa)	R	Nombre de cycles à l'amorçage moyen
Condition 1	400	700	0,05	2 365
Condition 2	400	1 000	0,05	558
Condition 3	700	700	0,05	525

Tableau C-1 – Résumé des conditions de sollicitations évaluées numériquement

C.3.2 Champ de contraintes résiduelles relaxé

La **Figure C-16** présente les profils du champ de contraintes résiduelles initial et relaxé pour les différentes conditions de sollicitations évaluées. Les profils relaxés ont été tracés à partir d'une distance de 50 µm (correspondant à la présence d'une fissure amorcée), au milieu du fond de l'anomalie de type choc modélisée, et pour une contrainte appliquée nulle. Ainsi, les profils obtenus peuvent être comparés entre eux mais également à l'état de contraintes résiduelles initial, après introduction du choc.

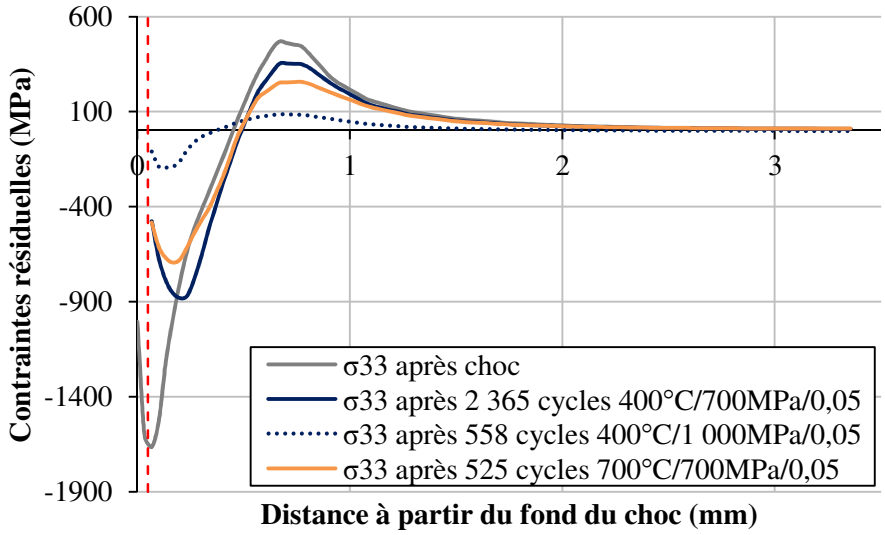


Figure C-16 – Champ de contraintes résiduelles initial et relaxé après l'application d'un chargement mécanique cyclique

Nous pouvons constater pour les trois conditions de sollicitation un léger décalage de la zone affectée. En effet, le pic de compression après introduction du choc se situant aux alentours de 60 µm, se retrouve désormais entre 130 µm et 230 µm selon les différentes conditions. Ceci est dû à l'effet de concentration de contraintes lié à la géométrie de l'anomalie de surface, comme le montre la **Figure C-17**. En effet, lorsque nous superposons le profil de contrainte σ_{33} calculé en élasticité linéaire au **Chapitre A**, nous pouvons observer que le minimum de compression se situe dans une zone relativement chargée mécaniquement. Ainsi, la contrainte locale est d'environ 1 100 MPa lorsque la contrainte appliquée est de 700 MPa et environ 1 600 MPa pour une contrainte appliquée de 1 000 MPa. La contrainte appliquée localement étant plus importante, la relaxation des contraintes résiduelles est par conséquent également plus importante. Cependant, l'effet de concentration de contraintes diminue avec l'augmentation de la profondeur, jusqu'à s'annuler pour une profondeur supérieure à 300 µm. La relaxation des contraintes résiduelles est donc moins importante et il en résulte une impression visuelle de décalage du pic de compression. Les *maxima* de traction se situant à des profondeurs plus importantes, aucun décalage des pics n'est constaté.

Nous pouvons également observer l'influence de chacune des conditions évaluées. Ainsi, à forte contrainte imposée (1 000 MPa) et pour une température de 400°C, le champ de contraintes résiduelles s'est quasiment totalement relaxé après 558 cycles. A l'inverse, en abaissant la contrainte maximale à 700 MPa, d'importantes contraintes résiduelles de compression existent toujours. Elles sont néanmoins réduites de moitié par rapport à l'état initial. L'effet de la température est également notable. En effet, l'augmentation de la température à 700°C et pour une même contrainte appliquée (700 MPa) permet une plus grande relaxation des contraintes résiduelles pour un nombre de cycles réduit d'un facteur 4,5, comparé à une température de 400°C.

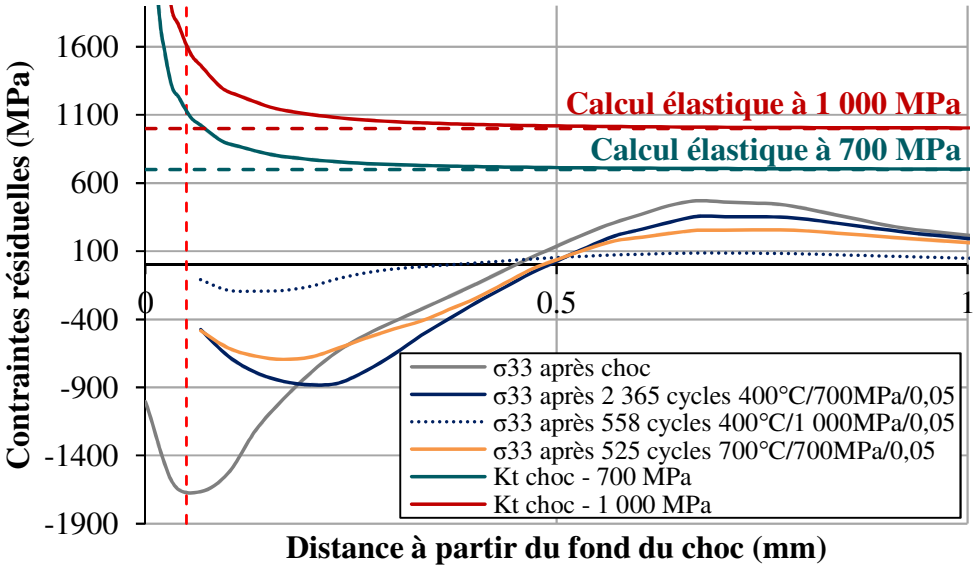


Figure C-17 – Champ de contraintes résiduelles initial et relaxé après l'application d'un chargement mécanique cyclique et profil de contrainte en élasticité linéaire σ_{33}

Encore une fois, n'ayant aucune mesure expérimentale du champ de contraintes résiduelles relaxé, et même initial, nous ne pouvons confirmer les évolutions observées. Toutefois, il est possible d'évaluer les champs de contraintes résiduelles par une méthode inverse, en analysant les courbes de fissuration expérimentales. Pour ce faire, nous supposons que la vitesse de propagation obtenue est le résultat de la superposition de la contrainte de chargement appliquée et des contraintes résiduelles σ_{33}, et qu'en tout point, cette vitesse suit une loi de *Paris* corrigée par une fonction d'ouverture d'*Elber* (**Equation (2)**), où C et m sont les paramètres de la loi de *Paris*, a et b les coefficients de la fonction d'ouverture d'*Elber* et R le rapport de charge. Cependant, la superposition des champs mécaniques modifie le rapport de charge puisque ce dernier prend en compte à la fois le chargement nominal et les contraintes résiduelles. Ce n'est donc pas le rapport de charge nominal (R = 0,05) qui est appliqué mais un rapport de charge équivalent, $R_{éq}$. Sachant cela, il est donc possible d'évaluer la valeur de la contrainte résiduelle en un point donné, à l'aide de l'**Equation (3)** ; σ_{min} et σ_{max} étant les contraintes nominales appliquées et $R_{éq}$ le rapport de charge équivalent permettant de retrouver la vitesse de fissuration observée expérimentalement (**Figure C-18**). Cette méthode, bien que simple d'application, ne paraît pas fiable pour quantifier avec précision les valeurs des contraintes résiduelles, d'autant qu'elle reste confinée à une approche uniaxiale. En outre, la détermination de ces dernières tient compte également de la redistribution en pointe de fissure, qui peut légèrement modifier le champ de contraintes résiduelles, mais est surtout dépendante de la précision des valeurs de potentiel mesurées et de la loi de propagation utilisée. Toutefois, elle a le mérite de nous donner une estimation et de dégager une certaine tendance, notamment en ce qui concerne l'allure du profil de contraintes résiduelles.

$$\frac{da}{dN} = C\left[(aR+b)\Delta K\right]^m \tag{2}$$

$$\sigma_{rés} = \frac{R_{éq}\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{1 - R_{éq}} \tag{3}$$

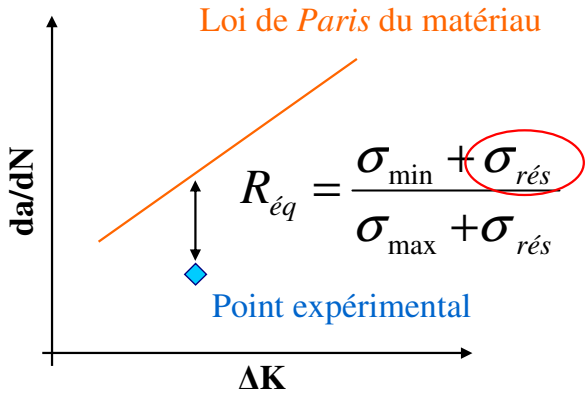


Figure C-18 – Principe du calcul des contraintes résiduelles par analyse des courbes de fissuration expérimentales

Comme le montre la **Figure C-19**, cette méthodologie ne permet pas de retrouver les champs calculés numériquement, que ce soit au niveau de la valeur ou du profil des contraintes résiduelles. Nous évaluons des contraintes résiduelles de compression jusqu'à environ -400 MPa. La zone affectée est supérieure à 1,5 mm et le minimum de compression

se situe entre 600 µm et 700 µm. Néanmoins, l'effet de la température est retrouvé. En effet, nous pouvons constater que pour l'éprouvette R2, testée à 700°C, le champ de contraintes résiduelles est plus relaxé que celui de l'éprouvette 4K, testée à 400°C. Cependant, l'effet de la contrainte maximale n'est quant à lui pas observé. Il semblerait même y avoir moins de relaxation avec l'élévation de la contrainte appliquée. Ceci peut être dû à la faible précision des mesures électriques à forte contrainte imposée. En effet, nous avons vu dans le **Chapitre B,** que pour cette contrainte, la surface fissurée était moins importante. Il en résulte alors une valeur de potentiel plus faible et un écart relativement important par rapport à la courbe de calibration identifiée. Ceci illustre de plus la faible précision de cette méthode inverse.

Nous venons d'évaluer numériquement la relaxation du champ de contraintes résiduelles initial sous une anomalie de type choc, nous allons désormais appliquer ce champ dans une modélisation numérique de la propagation d'une fissure à partir d'une anomalie de surface.

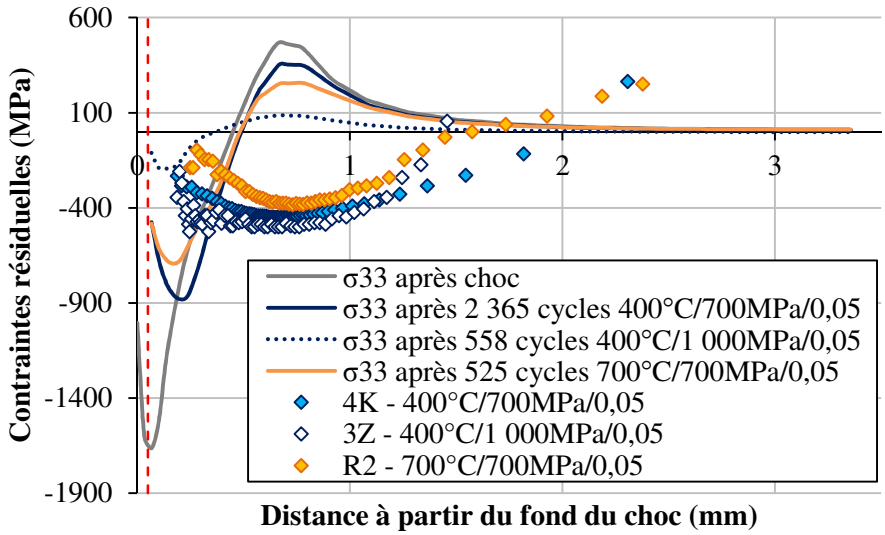


Figure C-19 – Comparaison du champ de contraintes résiduelles relaxé calculé numériquement par éléments finis et par une approche indirecte

Conclusions intermédiaires :

Afin d'évaluer la relaxation du champ de contraintes résiduelles résultant de la fabrication d'une anomalie de type choc, un calcul numérique est effectué en appliquant une sollicitation cyclique au modèle, durant le nombre de cycles à l'amorçage moyen constaté expérimentalement.

Afin d'effectuer ce calcul, une loi d'écrouissage cinématique non linéaire, pour une température donnée, est utilisée. Ceci nous permet d'évaluer la relaxation des contraintes résiduelles par la relaxation de la contrainte moyenne simulée par la loi de comportement. Ainsi, pour un nombre de cycles donné, plus la contrainte ou la température augmente, plus la relaxation sera importante. Nous avons d'ailleurs mis en évidence, qu'après 558 cycles à 400°C et 1 000 MPa, la relaxation du champ de contraintes résiduelles est quasiment totale. Cette étape est donc cruciale dans la chaîne de calcul et montre l'importance d'évaluer la

relaxation des contraintes résiduelles car celle-ci peut être importante, mais pointe du doigt également la nécessité d'employer des lois de comportement fiables.

C.4. Application dans un modèle numérique

C.4.1 Description de la modélisation actuellement utilisée : le programme PROPAG

Comme nous l'avons évoqué précédemment dans l'**Introduction générale**, la durée de vie en présence d'anomalies de surface est déterminée dans le programme PROPAG, développé par Snecma par une approche en « fissure longue » qui simule la propagation d'une fissure semi-elliptique dans un plan sous un chargement uniforme à l'infini. L'architecture de ce programme est présentée en **Figure C-20**.

Les conditions de sollicitation (température, contrainte) ainsi que les dimensions et la position initiale de la fissure font partie des données d'entrée du modèle. Les contraintes résiduelles locales ne sont pas prises en compte à l'heure actuelle dans la modélisation. Ainsi, seule la contrainte externe nominale est requise. Les dimensions du plan de propagation (W la demi-largeur et T l'épaisseur de l'éprouvette) sont également nécessaires. Enfin, les données matériaux que sont la loi de propagation et la fonction d'ouverture d'*Elber*, en fonction de la température, sont également requises. L'approche dite en « fissure longue » consiste dès lors à assimiler l'anomalie de surface à une fissure semi-elliptique de mêmes profondeur et longueur, comme l'illustre la **Figure C-21**. A partir des différentes données d'entrée, le facteur d'intensité des contraintes est calculé en deux points : un premier situé au sommet du front de fissure, A ($\theta = \pi/2$) et un second situé à l'extrémité du front de fissure et sur la surface libre, C ($\theta = 0$). Ainsi, le facteur d'intensité des contraintes, K, est déterminé à l'aide de l'**Equation (4)**.

$$K = \sigma\sqrt{\pi a}\,\frac{F_{\phi}[\theta]}{E} \qquad (4)$$

Où σ correspond à la contrainte uniforme appliquée, a la profondeur de la fissure et F_{Φ} et E des fonctions de forme déterminées par le formulaire de **Newman et Raju, 1981**, décrit en **Annexe B**.

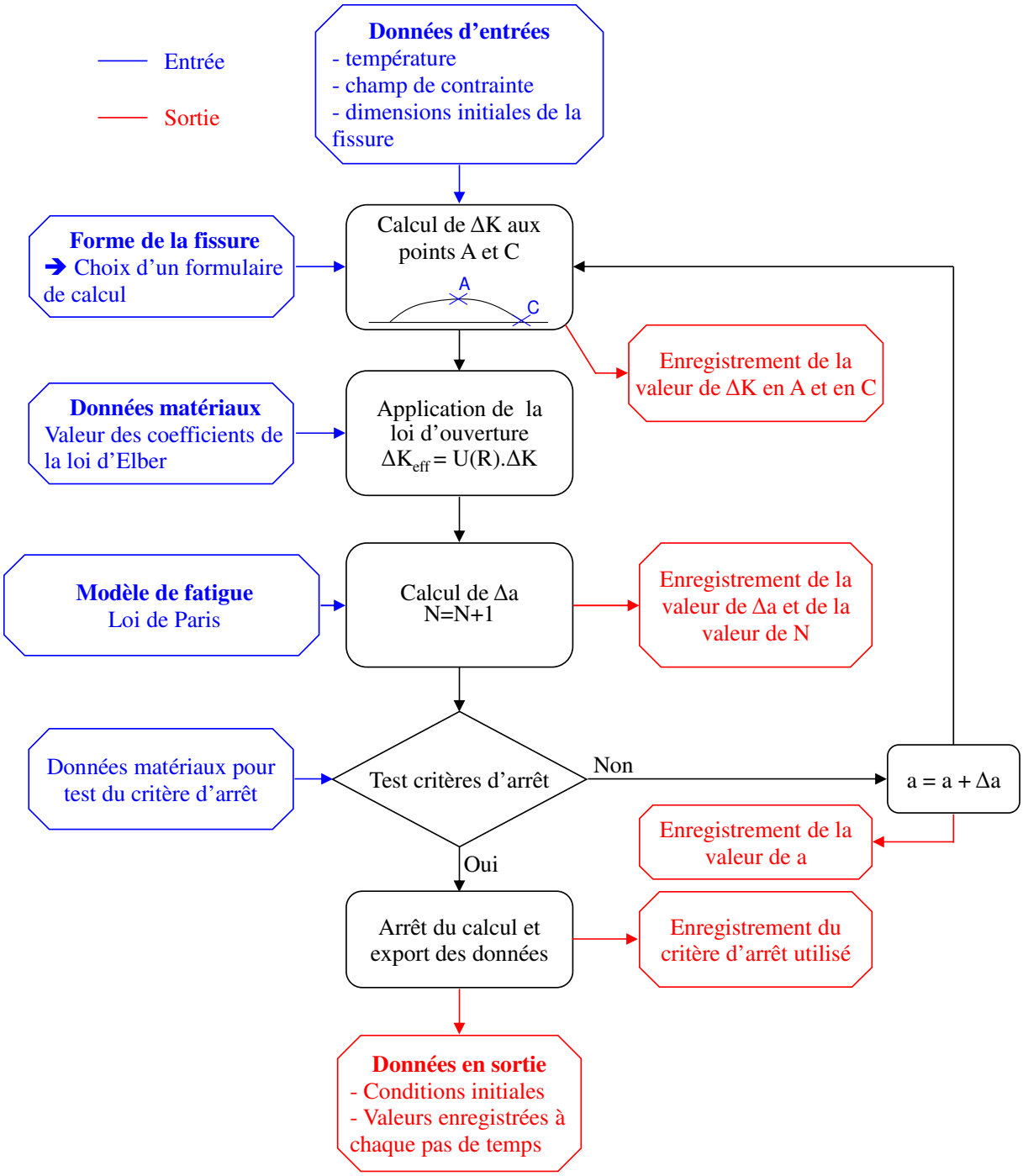


Figure C-20 – Architecture du programme PROPAG

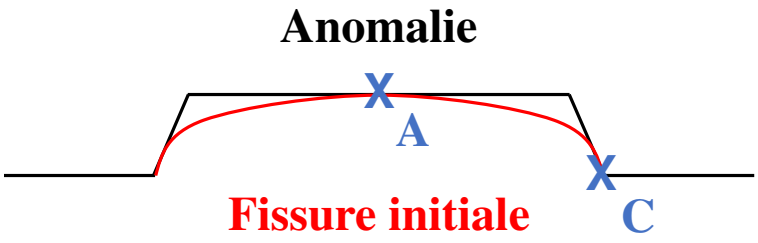


Figure C-21 – Définition de la fissure initiale et de la position des points de calcul du facteur d'intensité des contraintes pour le calcul de durée de vie PROPAG

Une fois l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes calculée, la loi d'ouverture d'*Elber* est appliquée afin d'en déduire l'amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes, ΔK_{eff}. Cette loi, $U(R)$, est fonction du rapport de charge et est déterminée par l'**Equation (6)**. Deux configurations sont évaluées :

- Pour des rapports de charge $R \geq 0$, $a = a^+$ tel que $a^+ + b = 1$
- Pour des rapports de charge $R < 0$, $a = a^-$

Où a^+, a^- et b sont les paramètres de la loi d'ouverture de l'alliage et constituent des données d'entrée du modèle. Ces paramètres ont été identifiés à l'aide d'essais de fissuration effectués sur des éprouvettes CT et pour des rapports de charge de -1, 0,05 et 0,5.

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \tag{5}$$

$$U(R) = aR + b \tag{6}$$

Le programme PROPAG applique ensuite un modèle de propagation afin de déterminer l'avancée de la fissure Δa au point A et Δc au point C. La loi de propagation utilisée est une simple loi de *Paris* dont l'expression est donnée en **Equation (7)**. L'inconvénient de cette dernière est qu'elle ne s'applique que dans le domaine de *Paris*, c'est-à-dire pour des vitesses de propagation globalement comprises entre 1.10^{-8} et 1.10^{-6} m/cycle. Les données matériaux ne sont donc pas applicables pour la partie proche du seuil de propagation et pour la partie proche de la rupture. De plus, comme le montre l'**Equation (8)** un abattement de 10% est appliqué au point C sur la vitesse de propagation obtenue par application directe du modèle au point A. **Newman et Raju, 1984** sont les premiers à avoir montré que la fissure n'évoluait pas à la même vitesse en surface de l'échantillon, dû notamment à un effet de fermeture différent. Dans un premier temps, les auteurs ont supposé que cet abattement, β_R, était constant et égal à 0,9 quel que soit le rapport de charge appliqué. Des travaux supplémentaires leur ont permis de montrer que le rapport de charge pouvait influer sur la valeur de ce facteur, comme l'illustre la **Figure C-22**. Par application de ce modèle, il est alors possible d'obtenir les avancées de fissures aux points A et C de manière empirique.

$$\frac{da}{dN} = C_f \left(\Delta K_{eff}(A)\right)^m \tag{7}$$

$$\frac{dc}{dN} = C_f \left(\beta_R \Delta K_{eff}(C)\right)^m \tag{8}$$

avec $\beta_R = 0{,}9$ et où C_f et m sont les paramètres de la loi de *Paris*

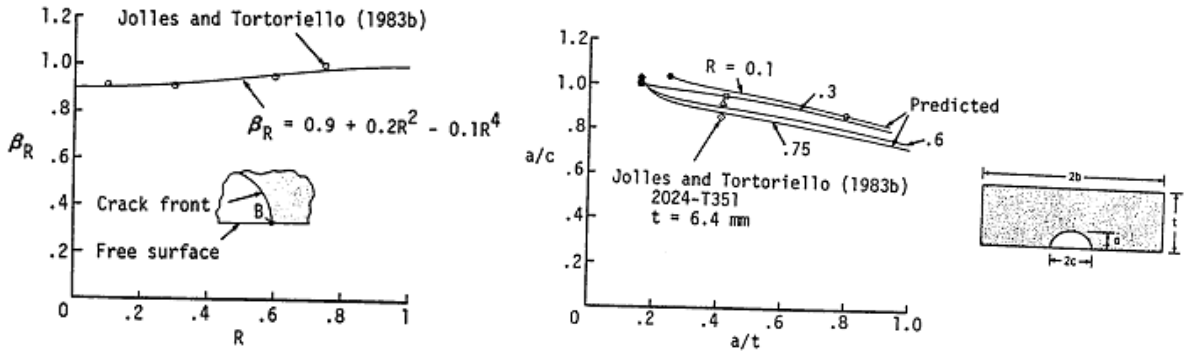


Figure C-22 – Evolution du facteur de fermeture β_R et de la forme du front de fissure en fonction du rapport de charge pour un alliage d'aluminium 2024-T351 (Newman et Raju, 1984)

Le programme PROPAG incrémente le nombre de cycles et détermine alors l'avancée de fissure correspondante. Pour chaque incrément, le programme teste différents critères d'arrêt dans le but de vérifier si les conditions ont mené, soit à l'arrêt de la propagation, soit à la rupture de la pièce :

- ΔK_{seuil} atteint, ce qui signifie l'arrêt de la propagation ;
- K_{IC} atteint qui engendre une rupture brutale du ligament non fissuré ;
- Limite à rupture R_m atteinte dans le ligament non fissuré du plan de propagation ;
- Dimensions de la fissure plus grandes que celles du plan de propagation.

Ce modèle de propagation a une bonne capacité de prédiction dans le cas de propagation de fissures déjà amorcées et de taille dite « longue » (de l'ordre du millimètre), mais présente un conservatisme important dans le cas d'anomalies de surface non amorcées. Le chapitre précédent nous a montré que ce conservatisme est lié à la présence d'un champ mécanique hétérogène, sous ces dernières, qui modifie l'état de contrainte appliqué. Nous allons donc nous baser sur ces observations afin de proposer une nouvelle modélisation qui puisse prendre en compte le champ de contraintes résiduelles déterminé précédemment par des simulations numériques d'introduction de choc et de relaxation mécanique.

C.4.2 Modélisation numérique de la propagation de fissure

L'architecture de la modélisation numérique proposée est présentée en **Figure C-23**. Celle-ci est assez semblable à la modélisation actuelle du programme PROPAG. La première étape consiste à initialiser les dimensions et la position initiale de la fissure. Afin d'évaluer la relaxation mécanique du champ de contraintes résiduelles, nous avons soumis l'éprouvette à une sollicitation cyclique pendant le nombre de cycles à l'amorçage moyen, constaté expérimentalement. Nous savons également qu'à ce stade, une fissure de 50 µm de profondeur s'est amorcée au fond de l'anomalie de surface de type choc. Par conséquent, dans le but de prendre en compte la présence du choc et de cette petite fissure, nous définissons une fissure équivalente initiale de 200 µm de profondeur, comme le montre la **Figure C-24**. Cette fissure équivalente initiale est positionnée à la surface libre de l'éprouvette et au centre du plan de propagation d'épaisseur T de 3,5 mm et de demi-largeur W de 4,15 mm.

Le facteur d'intensité de contraintes est alors calculé en six points du front de fissure, pour des angles θ variant de 0 à $\pi/2$. Pour ce faire, la fonction de forme du formulaire de **Newman et Raju, 1981** est déterminée en chacun de ces points ainsi que la contrainte σ_{33} issue du modèle numérique présenté précédemment. Cette contrainte rend compte à la fois du chargement appliqué, de la concentration de contrainte liée à la géométrie de l'anomalie et des contraintes résiduelles induites par l'impact. Toutefois, les simulations numériques d'introduction d'un choc nous ont montré que le champ de contraintes résiduelles résultant était triaxial. Afin de faciliter la modélisation entreprise, nous faisons l'hypothèse que seule la composante du tenseur des contraintes dans l'axe de chargement, σ_{33}, se superpose au chargement appliqué, sans aucune influence des autres composantes. Nous verrons dans la partie suivante comment est déterminée cette contrainte dans le plan de propagation *xy*. De plus, à l'instar de **LaRue et Daniewicz, 2007**, les valeurs du facteur d'intensité des contraintes négatives sont considérées comme nulles. En effet, un facteur d'intensité des contraintes négatif n'ayant aucune signification physique, le fait de le ramener à zéro permet de simuler la fissure comme étant fermée. Enfin, le rapport de charge effectif qui est donc toujours supérieur ou égal à zéro, la fonction d'ouverture et l'amplitude effective du facteur d'intensité des contraintes sont calculés en tous points du front de fissure.

L'avancée de la fissure est ensuite calculée en chacun de ces points à l'aide de la loi de propagation de *Paris* du matériau, sans qu'aucun abattement sur la vitesse de propagation ne soit imposé. C'est-à-dire que nous n'imposons pas un abattement de la vitesse de propagation de 10% au point C, comme c'est le cas dans le programme PROPAG. Ainsi, la propagation de la fissure est laissée libre dans le champ complexe. Les critères d'arrêt sont testés et le nombre de cycles incrémenté si ces derniers ne sont pas vérifiés. Cette modélisation numérique proposée ne nous permet pas de calculer directement la durée de vie totale mais d'en déduire la durée de vie en propagation. Par conséquent, la durée de vie totale est définie comme étant la somme du nombre de cycles à l'amorçage utilisé pour évaluer la relaxation mécanique des contraintes résiduelles et du nombre de cycles calculé en propagation.

Toutefois, il ne faut pas non plus oublier que nous utilisons la mécanique de la rupture en élasticité linéaire (MLER) dans le cadre de cette modélisation. Or, nous avons vu jusqu'à présent que l'anomalie de surface introduite génère un écrouissage important à son voisinage ; qu'il soit de nature microstructurale avec la présence de nombreuses lignes de glissement ou « géométrique ». En effet, un calcul élastique nous a permis de mettre en évidence l'influence de l'anomalie sur le champ mécanique. Ainsi, la concentration de contraintes liée à sa géométrie s'étend jusqu'à une profondeur de 300 µm. Or, la mécanique de la rupture en élasticité linéaire suppose que la taille de la zone plastique en pointe de fissure reste petite par rapport à la longueur de fissure et aux dimensions de l'échantillon. Il semblerait que pour de petites fissures, cette hypothèse ne soit pas respectée. Il est donc nécessaire de rester prudent quant à l'estimation des vitesses de propagation en utilisant simplement la MLER dans le champ plastique de l'entaille.

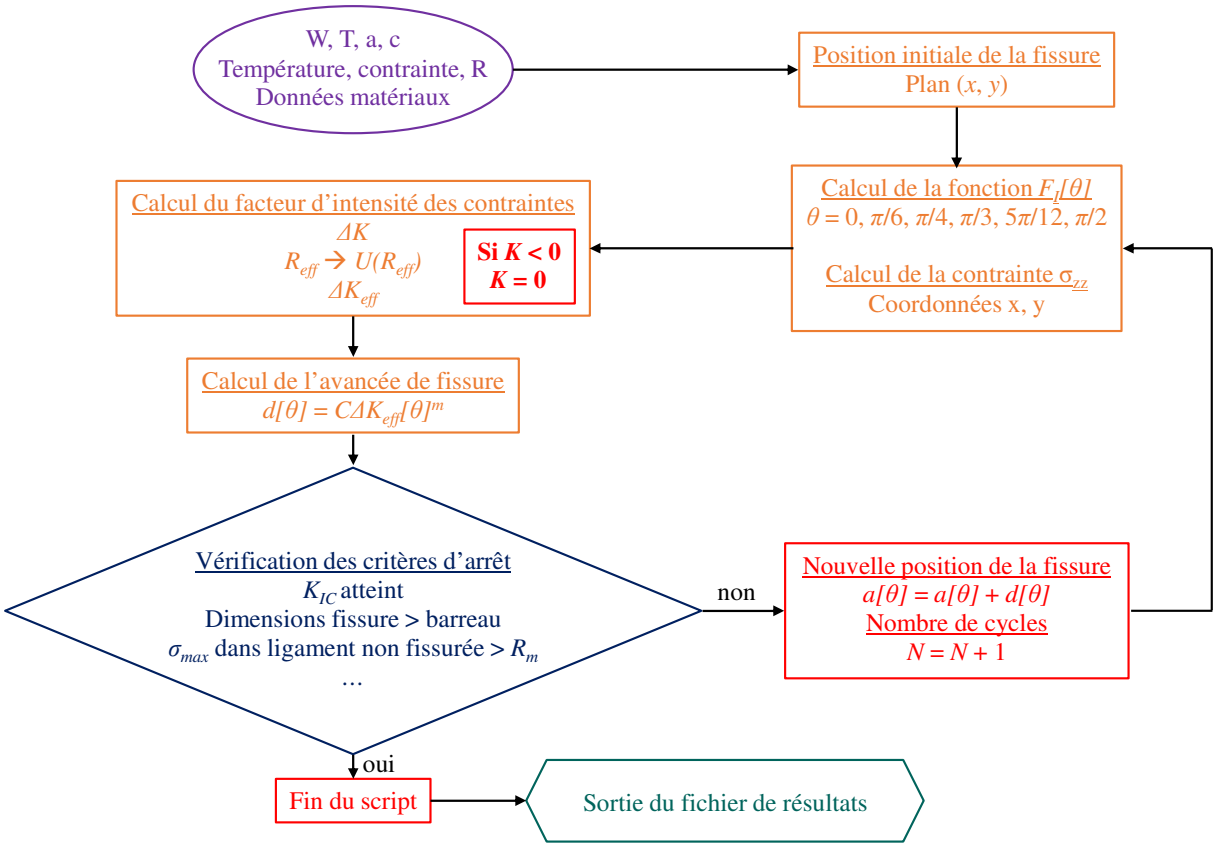


Figure C-23 – Architecture de la modélisation numérique proposée

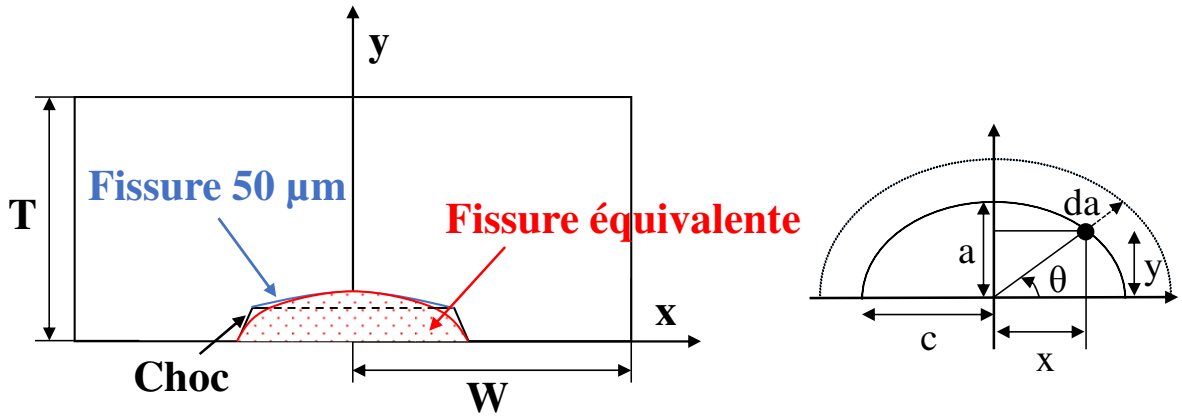


Figure C-24 – Définition de la fissure équivalente initiale

C.4.3 Interpolation du champ mécanique relaxé

L'évaluation de la relaxation mécanique du champ de contraintes résiduelles nous permet d'obtenir le champ mécanique hétérogène (chargement, concentration de contraintes, contraintes résiduelles) autour de l'anomalie de type choc, à l'instant de chargement minimal et maximal. Dans le but d'obtenir la contrainte en tous points du plan de propagation, nous avons adopté une approche qui consiste à interpoler, par une somme de monômes, le champ de contraintes. L'expression utilisée est présentée en **Equation (9)** et a par ailleurs déjà été employée dans les travaux de **Pommier et al., 1999**, traitant de la modélisation de la propagation de fissures dans un champ complexe, dans un milieu semi-infini. Cette

interpolation nous permet d'évaluer la contrainte appliquée réelle, en tous points du front de fissure, et ainsi de déterminer le facteur d'intensité des contraintes local à l'aide de la modélisation numérique présentée précédemment (*Newman* et *Raju*).

$$\sigma_{zz}[x, y] = \sum_{n=0}^{3}\sum_{m=0}^{3}\sigma_0\left(\frac{x}{c}\right)^n\left(\frac{y}{a}\right)^m \tag{9}$$

La **Figure C-25** présente les résultats de cette interpolation, réalisée dans le logiciel de statistique *Minitab* (**Minitab 17 Statistical Software, 2010**). Nous pouvons constater, grâce à l'histogramme représentant la distribution de la fréquence des résidus (différence entre la contrainte calculée par la méthode des éléments finis et la contrainte interpolée), que l'interpolation semble statistiquement bonne. En effet, la distribution est centrée en zéro ; les erreurs les plus fréquentes sont les plus faibles et les erreurs les moins fréquentes sont les plus importantes. Toutefois, lorsque nous traçons l'évolution de ces résidus en fonction de la distance à partir d'une fissure de 50 µm au fond du choc, nous pouvons voir que la totalité des erreurs les moins fréquentes se retrouvent assez proches de l'anomalie de surface ; entre 0 et 1 mm de profondeur. Or, c'est précisément cette région qui nous intéresse et qui est à l'origine du ralentissement de la propagation de fissures. La **Figure C-26** confirme que la contrainte interpolée, σ_{33}, ne permet pas de retrouver l'évolution de la contrainte calculée par la méthode des éléments finis. Nous ne captons pas l'évolution de la contrainte dans une zone proche du choc, notamment le passage par un minimum de compression puis un maximum de traction.

Afin d'améliorer la précision, nous avons employé une approche différente. Ainsi, la contrainte en chaque nœud du maillage est utilisée et une interpolation linéaire est effectuée afin d'évaluer la contrainte entre deux nœuds. Ceci permet d'avoir plus de précision sur la contrainte mais rend la modélisation plus sensible à d'éventuels artefacts numériques, comme l'illustre la **Figure C-27**. En effet, nous pouvons constater ici un chevauchement de mailles en coin du choc. Il en résulte alors des discontinuités numériques que nous pouvons observer sur l'évolution du front de fissure obtenue par la modélisation numérique, où la propagation est anormalement plus lente comparée aux points A et C (**Figure C-27-b,c**). Par conséquent, et afin d'obtenir des résultats qualitatifs que nous pourrons exploiter, nous avons décidé d'utiliser une combinaison de ces deux approches. Comme nous désirons une meilleure précision au début de la propagation, nous avons employé l'approche à une échelle plus locale grâce à la contrainte évaluée en chacun des nœuds du maillage. Puis, à partir d'une certaine profondeur depuis la surface, nous employons une approche à une échelle plus globale à l'aide de la somme de monômes interpolée. Cette profondeur a été déterminée empiriquement afin de retrouver les durées de vie expérimentales des différentes conditions de sollicitation. Elles sont résumées dans le **Tableau C-2**.

La **Figure C-26**, représentant l'évolution de la contrainte maximale σ_{33} en fonction de la distance à partir de la surface de l'éprouvette, montre également la profondeur à laquelle a lieu la transition entre l'approche « contrainte en chaque point » et la méthode d'interpolation. Nous pouvons constater que le minimum de compression n'est pas capté. Ceci est dû au fait que nous ayons recalé notre modélisation de manière totalement arbitraire sur les durées de

vie. Un critère mécanique aurait eu ici plus de sens. Toutefois, si nous avions placé le curseur au minimum de compression constaté, le calcul numérique en propagation n'aurait pas pu s'effectuer du fait d'un facteur d'intensité de contrainte maximal négatif. Cela montre que de nombreuses améliorations sont nécessaires. Ainsi, la prise en compte de la triaxialité, l'utilisation d'une loi de comportement peut-être plus appropriée, l'amélioration de la déformation du maillage pour n'utiliser qu'une approche « contrainte en chaque point » constituent les principales évolutions nécessaires afin d'améliorer cette modélisation. Nous discuterons de cela dans le **Chapitre D**.

	Température (°C)	**σ_{max} (MPa)**	***a* seuil (mm)**
Condition 1	400	700	0,250
Condition 2	400	1 000	-
Condition 3	700	700	0,250

Tableau C-2 – Résumé des valeurs de transitions entre les approches locale et globale

Conclusions intermédiaires :

Une modélisation numérique de la propagation de fissure a été développée dans le cadre de cette thèse. Cependant, cette approche ne nous permettra d'obtenir que des résultats avant tout qualitatifs. Afin d'être plus quantitatif, nous aurions pu utiliser un modèle numérique complet, simulant l'introduction de l'anomalie de surface puis la propagation de fissure dans le champ mécanique non homogène (contraintes résiduelles et effet d'entaille) à l'aide de la technique de remaillage du front de fissure, par exemple. Toutefois, cette modélisation ne pourra être validée qu'en comparant le champ de contraintes résiduelles calculées numériquement avec un champ mesuré par des techniques expérimentales. Nous pourrions également envisager la prise en compte du potentiel directement dans le calcul, afin d'établir des courbes de calibration plus précises, tenant compte de la plasticité. Plusieurs hypothèses ont été émises pour construire cette modélisation. Néanmoins, comme nous l'avons dit dès le départ, celle-ci n'a pas pour but d'obtenir des résultats quantitatifs de premier ordre. Elle devrait cependant nous permettre de retrouver des résultats expérimentaux intéressants qui seront discutés dans le chapitre suivant.

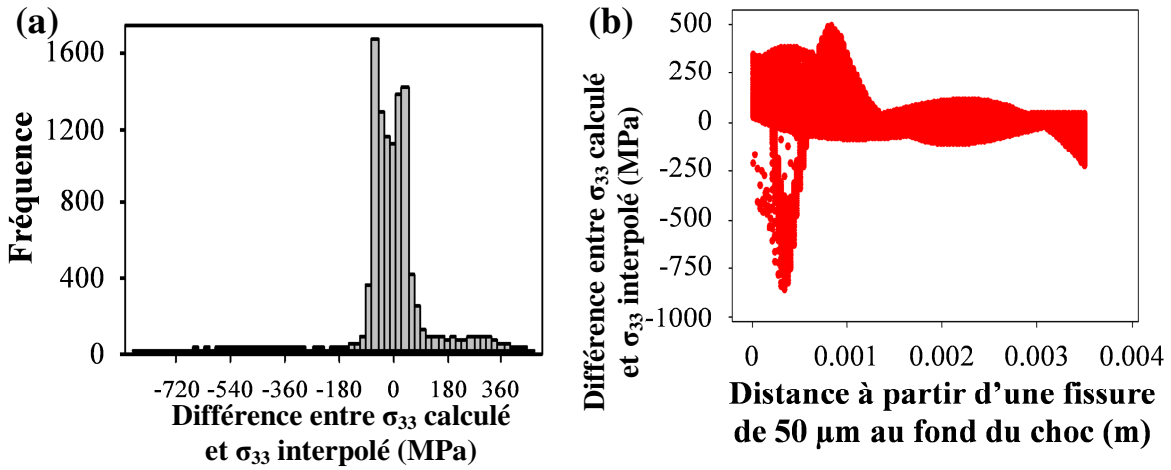


Figure C-25 – (a) Distribution des résidus et (b) résidus en fonction de la profondeur

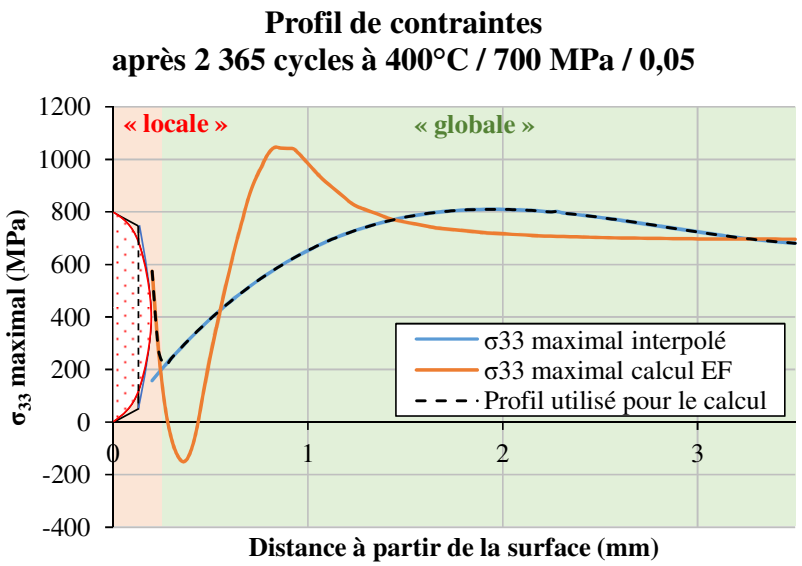


Figure C-26 – Comparaison entre le profil de contrainte σ_{33} après 2 365 cycles (400°C / 700 MPa) calculé par éléments finis et interpolé pour un choc V de 150 µm de profondeur

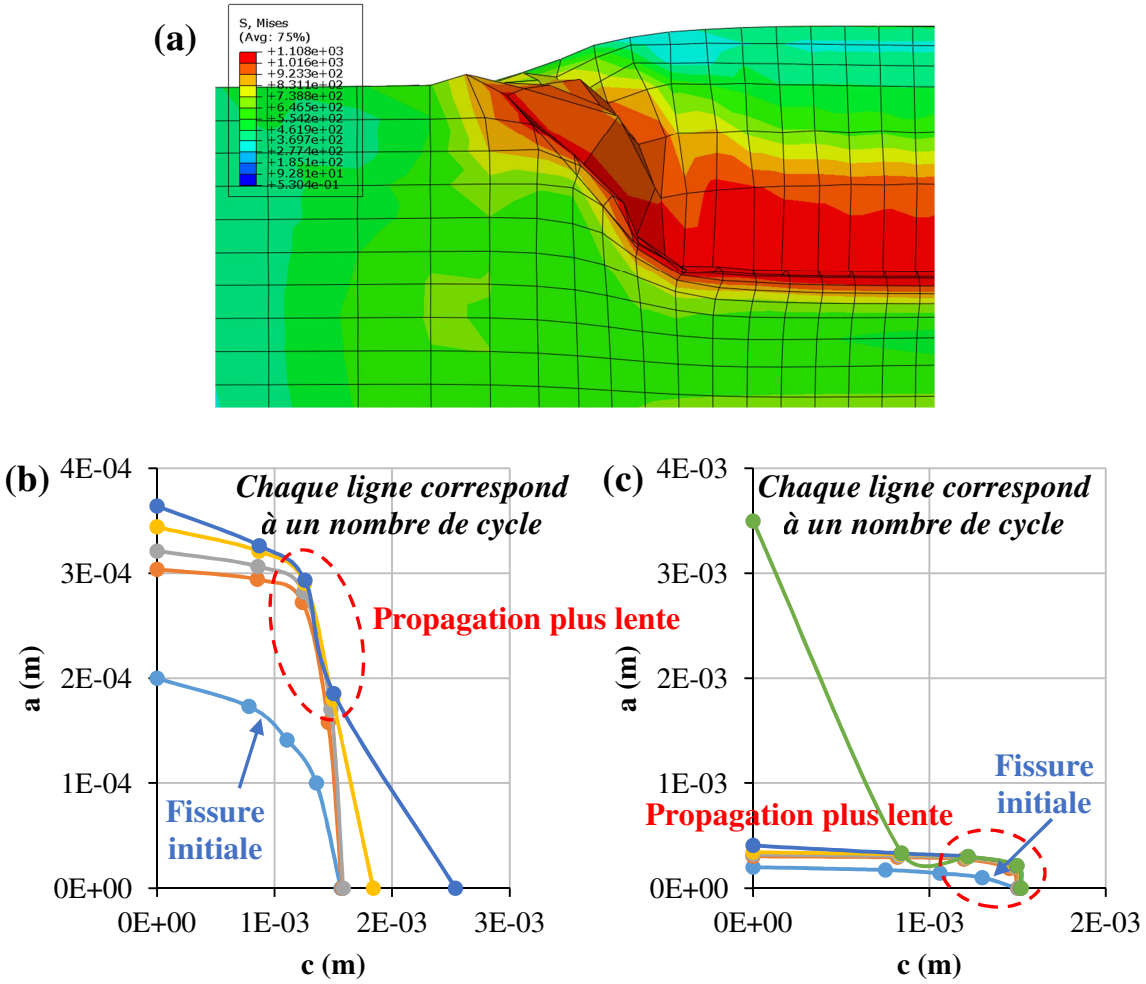


Figure C-27 – (a) Problème de déformation du maillage en coin du choc et (b,c) exemples d'évolution du front de fissure en prenant en compte la contrainte locale évaluée en chacun des nœuds du maillage

Résumé :

Dans le cadre de cette étude, nous avons proposé une stratégie de modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface de type choc. Celle-ci est divisée en 3 étapes : la simulation de l'introduction d'une anomalie de surface de type choc afin d'obtenir le champ de contraintes résiduelles autour de cette dernière, l'évaluation de la relaxation des contraintes résiduelles due au chargement mécanique et enfin l'application de ce champ mécanique dans un modèle numérique qui calcule le facteur d'intensité des contraintes en tous points du front de fissure.

Au vu des résultats concernant la validité du modèle numérique d'introduction d'un choc, celui-ci semble robuste et nous permet d'avoir une bonne confiance quant aux résultats obtenus concernant le champ de contraintes résiduelles initial. Une mesure expérimentale serait tout de même complémentaire et nous permettrait de conclure à ce sujet.

L'évaluation de la relaxation mécanique a permis de mettre en évidence l'influence des conditions de sollicitation et l'importance du comportement. Ainsi, plus la contrainte appliquée et la température sont importantes, plus la relaxation le sera également. Nous avons ainsi mis en évidence la relaxation quasi-totale du champ de contraintes résiduelles après 558 cycles à 400°C et pour une contrainte maximale appliquée de 1 000 MPa. Il est donc très important de ne pas négliger cette étape et les approches qui considèrent le champ initial commettent une grande erreur.

Une modélisation numérique de la propagation de fissure a ensuite été proposée. Celle-ci se base sur la modélisation actuelle, utilisée par Snecma. La connaissance de la contrainte locale en tous points du front de fissure est nécessaire en entrée de la modélisation. Toutefois, une précision plus importante est requise dans les premiers stades de la propagation. C'est pourquoi elle est déterminée par une approche « contrainte en chaque point » jusqu'à une certaine profondeur puis par une interpolation polynômiale. La transition entre les deux approches est déterminée dans le but de retrouver les durées de vie. Ce choix est subjectif et nécessite d'être amélioré. Cette transition est toutefois nécessaire car l'utilisation d'une unique approche « contrainte en chaque point » n'est pas possible à l'heure actuelle du fait d'une déformation importante en coin du choc. Nous discuterons de ces points d'amélioration dans le chapitre suivant.

Malgré les hypothèses de la MLER non nécessairement vérifiées ou bien encore les difficultés rencontrés quant à l'interpolation du champ mécanique, cette stratégie de modélisation devrait nous permettre de retrouver certains résultats expérimentaux que nous discuterons. Elle permettra notamment de mettre en avant le rôle des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures s'amorçant au fond des chocs mais également sur la morphologie des fronts de fissure, et également montrer l'importance de l'évaluation de la relaxation.

Bibliographie

Boyce, B.L., Chen, X., Hutchinson, J.W., Ritchie, R.O., 2001. The residual stress state due to a spherical hard-body impact. Mech. Mater. 33, 441–454.

Boyce, B.L., Chen, X., Peters, J.O., Hutchinson, J.W., Ritchie, R.O., 2003. Mechanical relaxation of localized residual stresses associated with foreign object damage. Mater. Sci. Eng. A 349, 48–58.

Duó, P., Liu, J., Dini, D., Golshan, M., Korsunsky, A.M., 2007. Evaluation and analysis of residual stresses due to foreign object damage. Mech. Mater. 39, 199–211.

LaRue, J.E., Daniewicz, S.R., 2007. Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth. Int. J. Fatigue 29, 508–515.

Lin, B., Lupton, C., Spanrad, S., Schofield, J., Tong, J., 2014. Fatigue crack growth in laser-shock-peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens due to foreign object damage. Int. J. Fatigue 59, 23–33.

Minitab 17 Statistical Software, 2010. [logiciel]. Editeur : Minitab Inc, State College, Pennsylvanie, Etats-Unis.

Newman, J.C., Raju, I.S., 1981. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Eng. Fract. Mech. 15, 185–192.

Newman, J.C., Raju, I.S., 1984. Prediction of fatigue crack-growth patterns and lives in three-dimensional cracked bodies. In: ICF6, New Delhi (India) 1984.

Pommier, S., Sakae, C., Murakami, Y., 1999. An empirical stress intensity factor set of equations for a semi-elliptical crack in a semi-infinite body subjected to a polynomial stress distribution. Int. J. Fatigue 21, 243–251.

Chapitre D :

Application de la modélisation mise en place pour des anomalies de type choc

Chapitre D
Application de la modélisation mise en place pour des anomalies de type choc

D.1. ANALYSE DES RESULTATS OBTENUS POUR L'ANOMALIE DE TYPE CHOC V 196

D.1.1. INTRODUCTION A L'ANALYSE DES RESULTATS 196

D.1.2. MORPHOLOGIE DES FRONTS DE FISSURE CALCULES 199

D.1.3. COMPARAISON DES VITESSES DE PROPAGATION CALCULEES ET MESUREES 205

D.2. APPLICATION DU MODELE A UNE AUTRE GEOMETRIE DE CHOC ET SUR UN AUTRE MATERIAU 209

D.2.1. RAPPEL DES RESULTATS EXPERIMENTAUX OBTENUS POUR UN CHOC U . 209

D.2.2. SIMULATION NUMERIQUE DE LA PROPAGATION DE FISSURE A PARTIR D'UN CHOC U 211

D.2.2.1. Validation du modèle utilisé 211

D.2.2.2. Analyse des résultats obtenus pour l'anomalie de type choc U 213

D.3. CONCLUSIONS SUR LA STRATEGIE DE MODELISATION DEVELOPPEE. 218

BIBLIOGRAPHIE 224

Application de la modélisation mise en place pour des anomalies de type choc

Dans ce chapitre, nous discuterons de la robustesse de la stratégie de modélisation mise en place. Nous commencerons par l'étude des résultats obtenus pour l'anomalie de surface de type choc V, que nous comparerons aux résultats expérimentaux au travers de l'analyse des durées de vie, de l'évolution de la morphologie des fronts de fissure et de la vitesse de propagation. Nous vérifierons également la validité du formulaire de calcul du facteur d'intensité des contraintes employé et nous terminerons par l'application de ce modèle à une autre géométrie d'anomalie de type choc, à profil en U.

D.1. Analyse des résultats obtenus pour l'anomalie de type choc V

D.1.1. Introduction à l'analyse des résultats

Afin d'évaluer la nocivité des anomalies de surface de type maintenance, rayures et chocs de 150 µm de profondeur, des essais de fissuration ont été réalisés sur des éprouvettes à section rectangulaire pour différentes conditions de sollicitation. Ainsi, deux températures (400°C et 700°C), deux contraintes maximales (700 MPa et 1 000 MPa) à un rapport de charge de 0,05 ont été évalués. Cette campagne expérimentale a montré que dans la majorité des conditions de sollicitation, l'amorçage de fissures à partir d'anomalies de surface de type choc est rapide (inférieur à 10% de la durée de vie totale). Toutefois, l'exploitation des mesures de potentiel a mis en évidence un ralentissement de la propagation dans les premiers stades. Une fois la zone affectée par le ralentissement dépassée, la vitesse augmente et tend à rejoindre la vitesse de propagation standard des fissures longues de l'alliage. Ce ralentissement observé conduit alors à des durées de vie expérimentales supérieures à celles prédites par le programme PROPAG, avec un facteur pouvant aller jusqu'à 5. L'utilisation d'un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles a alors mis en évidence que le champ mécanique créé sous l'anomalie de surface lors de sa fabrication, a une influence importante sur la durée de vie. Ainsi, pour les chocs, la durée de vie moyenne avec contraintes résiduelles est 7 fois plus grande que celle sans contraintes résiduelles. De plus, les essais de fissuration sans contraintes résiduelles n'ont montré aucun ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades, mais une vitesse comparable à celle des fissures longues. Cette analyse expérimentale a ainsi permis de conclure que les contraintes résiduelles présentes sous l'anomalie constituaient un des paramètres contrôlant la durée de vie des anomalies de surface, et qu'elles devaient par conséquent être prises en compte dans la modélisation.

Nous avons donc proposé une stratégie de modélisation de la propagation de fissure à partir des anomalies de type choc. Cette stratégie est basée sur la prise en compte des contraintes résiduelles par une approche « contrainte en chaque nœud du maillage » et par une interpolation du champ mécanique relaxé par une somme de monômes au-delà d'une certaine profondeur seuil. Cette profondeur a été identifiée afin que les durées de vie calculées correspondent aux durées de vie expérimentales pour chaque condition de sollicitation.

Comme le résume le **Tableau D-1**, ces dernières sont retrouvées à l'exception de la seconde condition de chargement (400°C et 1 000 MPa). En outre, nous pouvons également constater que les durées de vie calculées à l'aide de notre approche sont bien supérieures à celles calculées par le programme PROPAG, lequel ne prend pas en compte la présence des contraintes résiduelles. Cependant, lorsque nous analysons les durées de vie expérimentales obtenues pour les anomalies à géométrie régulière, semi-elliptiques et semi-circulaires, nous pouvons constater que les prédictions du programme PROPAG sont bonnes, comme le résume le **Tableau D-2**. Il en va de même pour les chocs testés dans les mêmes conditions et en l'absence de contraintes résiduelles (anomalies traitées thermiquement). En effet, le rapport entre la durée de vie expérimentale et la durée de vie calculée à l'aide du programme PROPAG varie sensiblement autour de 1. A titre de comparaison, ce rapport est compris entre 1,9 et 4,1 pour les anomalies de type choc avec contraintes résiduelles. Outre la durée de vie, le comportement en propagation des fissures s'amorçant au fond de ces anomalies est également bien prédit, par le programme PROPAG, dans le domaine de *Paris*, comme nous l'avons montré dans le **Chapitre B**. Bien qu'il soit normal de retrouver les durées de vie expérimentales, cette approche permet de mettre en évidence l'intérêt de la prise en compte des contraintes résiduelles dans un calcul de durée de vie.

Comme nous venons de l'évoquer, notre stratégie de modélisation ne permet pas d'évaluer la durée de vie lorsque la contrainte maximale appliquée est de 1 000 MPa. En effet, l'évaluation de la relaxation des contraintes résiduelles, conduite au **Chapitre C**, a montré que ces dernières s'étaient quasiment totalement relaxées après 558 cycles à 400°C. Or, l'effet de concentration de contraintes, associé à la géométrie de l'anomalie, est quant à lui toujours présent à son voisinage. Ainsi, au sommet de la fissure équivalente initiale de 200 µm de profondeur (choc de 150 µm et fissure de 50 µm), la contrainte maximale appliquée est en réalité d'environ 1 500 MPa. Cette contrainte étant supérieure à la limite à rupture du matériau, le calcul en propagation ne peut s'effectuer. Ceci souligne une des limitations de la loi de comportement employée. En effet, la loi d'écrouissage cinématique non linéaire, identifiée dans le cadre de cette thèse, va permettre de relaxer les contraintes résiduelles jusqu'à ce que ces dernières soient nulles. L'inconvénient est que cette relaxation se produit très rapidement, pour un nombre de cycles relativement faible. Ainsi, le maximum de compression passe de -1 664 MPa à -189 MPa en 558 cycles à une contrainte maximale de 1 000 MPa (R = 0,05) et pour une fréquence de 2 Hz. Une perspective à cette modélisation pourrait être d'utiliser des lois de comportement plus complexes, comme une loi d'écrouissage cinématique non linéaire associée à une contrainte seuil d'activation, à la manière du modèle établi par **Chaboche, 1991**. Cela permettrait d'éviter une relaxation totale et trop précoce des contraintes résiduelles et ainsi d'évaluer une durée de vie. Une mesure expérimentale du champ de contraintes résiduelles, initial et relaxé, avec et sans fissure, serait tout de même complémentaire et permettrait de répondre à nos questions et par là même de recaler notre modélisation.

Le dernier point à vérifier concerne les critères d'arrêt activés. Le programme PROPAG, tout comme le modèle proposé, conduisent à un arrêt du calcul par le critère de rupture de la section non fissurée du plan de propagation. Ce dernier semble cohérent au

regard des analyses fractographiques effectuées, qui indiquent une rupture ductile dans la section non fissurée de l'éprouvette. Cependant, lorsque nous calculons la contrainte atteinte expérimentalement dans cette section, celle-ci reste inférieure à la limite à rupture du matériau donnée par Snecma. Toutefois, **Doremus, 2014** a montré que cette différence ne conduit qu'à un écart inférieur à 6% sur la prédiction de la durée de vie, dans le cas du superalliage à base nickel Inconel 718DA. A un fort niveau de contrainte appliqué (1 000 MPa), la contrainte atteinte dans la section non fissurée est néanmoins supérieure à la limite d'élasticité du René 65. Elle est ainsi en moyenne d'environ 1 200 MPa, alors que la limite d'élasticité est de 1 173 MPa et la limite à rupture de 1 445 MPa à 400°C. Cette plasticité quasi-généralisée peut également expliquer la différence de comportement observée pour cette condition de chargement, comme l'apparition des lèvres de cisaillement ainsi que des marquages ductile/fragile. En outre, les autres critères d'arrêt ne semblent pas cohérents au regard des résultats expérimentaux obtenus, comme par exemple la ténacité. Celle-ci est généralement loin d'être atteinte au moment de la rupture, peut-être à l'exception des éprouvettes testées à 1 000 MPa de contrainte maximale, pour lesquelles le rapport K_{max}/K_{IC}[1] est environ égal à 0,7.

	Durées de vie expérimentales	**Durées de vie PROPAG**	**Durées de vie modèle proposé**
400°C / 700 MPa	69 266	16 841	69 660
400°C / 1 000 MPa	12 113	6 420	0
700°C / 700 MPa	6 985	3 100	8 895

Tableau D-1 – Résumé des durées de vie expérimentales et calculées à l'aide du programme PROPAG et de la stratégie de modélisation proposée pour un choc V de 150 µm

	Durées de vie expérimentales		**Durées de vie PROPAG**	**DDV exp / DDV PROPAG**
400°C / 700 MPa	semi-ellip. 80 µm	36 685	23 193	1,6
	EDM 150 µm	62 410	45 511	1,4
	choc sans CR 150 µm	12 390	16 841	0,7
400°C / 1 000 MPa	semi-ellip. 80 µm	11 399	10 100	1,1
	EDM 150 µm	23 385	17 945	1,3
700°C / 700 MPa	semi-ellip. 80 µm	4 084	4 965	0,8

Tableau D-2 – Résumé des durées de vie expérimentales et calculées à l'aide du programme PROPAG pour les anomalies semi-elliptiques, semi-circulaires et choc sans contraintes résiduelles

[1] La ténacité a été fournie par General Electric

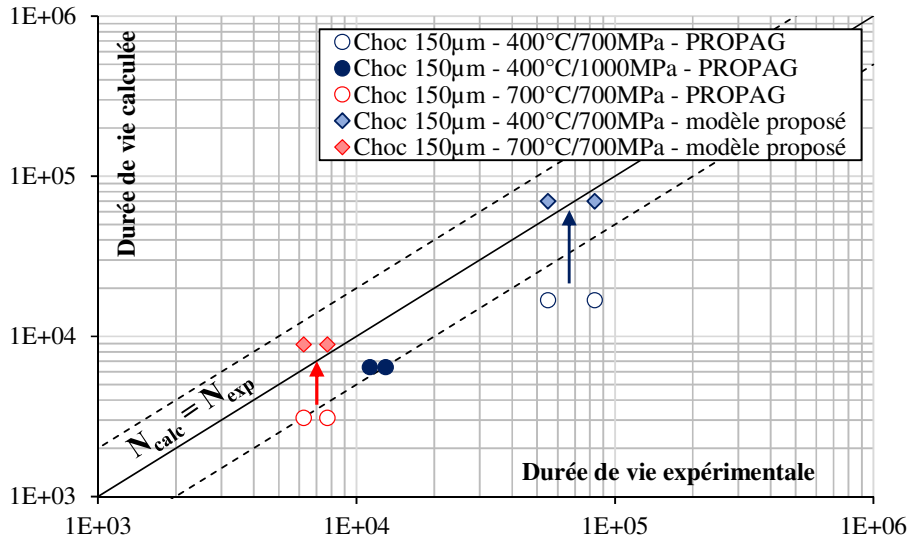


Figure D-1 – Durées de vie calculées par le programme PROPAG et le modèle proposé en fonction des durées de vie expérimentales

D.1.2. Morphologie des fronts de fissure calculés

La modélisation numérique, développée dans cette étude, permet de calculer le facteur d'intensité des contraintes à l'aide du formulaire de **Newman et Raju, 1981**, en six points du front de fissure, pour des angles θ variant de 0 à $\pi/2$. Cette évaluation du facteur d'intensité des contraintes le long du front de fissure, nous renseigne par la suite sur l'évolution de sa forme au cours du cyclage, comme l'illustre par exemple la **Figure D-2-a**.Cependant, il faut garder à l'esprit que les formules empiriques permettant de calculer le facteur d'intensité des contraintes, ont été établies en supposant la propagation d'une fissure semi-elliptique sous une charge uniforme et dans un plan. Or, nous pouvons aisément constater que la forme des fronts de fissure calculée par notre modélisation ne respecte pas l'hypothèse de semi-ellipticité, particulièrement en fin de simulation. Par conséquent, il convient de vérifier si les conditions du domaine de validité du formulaire, fixées par **Newman et Raju, 1981**, sont respectées. Ces conditions sont les suivantes :

- $0 < a/c \leq 1$ où a est la profondeur de fissure et c la demi-longueur à la surface libre ;
- $0 \leq a/T < 1$ où T est l'épaisseur de l'éprouvette (3,5 mm) ;
- $c/W < 0{,}5$ où W est la demi-largeur de l'éprouvette (4,15 mm).

Ces dernières ont donc été vérifiées pour chaque condition de sollicitation et à tout instant du cyclage. Pour des raisons de lisibilité, le **Tableau D-3** ne résume que les résultats de cette vérification pour les fronts de fissure initiaux et finaux de chaque condition de chargement. Ainsi, nous pouvons constater que les conditions du formulaire de **Newman et Raju, 1981** sont globalement respectées, à l'exception du front de fissure final simulé pour une température de 700°C et une contrainte maximale appliquée de 700 MPa. Toutefois, l'écart n'étant pas très important (4,7%), nous considérons que nous restons dans le domaine de validité. Le dernier front de fissure calculé pour cette condition devra tout de même être analysé avec précaution. L'utilisation du formulaire de calcul du facteur d'intensité des contraintes K étant désormais validée, nous pouvons analyser les différentes évolutions de la morphologie du front de fissure calculées. Les **Figure D-2** et **Figure D-5** présentent les

résultats de ces simulations pour chaque condition de sollicitation, auxquels nous avons superposé les faciès de rupture correspondant, observés lors de la campagne expérimentale.

		a/c	*a/T*	*c/W*
400°C / 700 MPa	front initial	0,133	0,057	0,181
	front final	0,827	0,448	0,229
700°C / 700 MPa	front initial	0,133	0,057	0,181
	front final	**1,047**	0,676	0,272

Tableau D-3 – Vérification du respect des conditions du formulaire de Newman et Raju, 1981

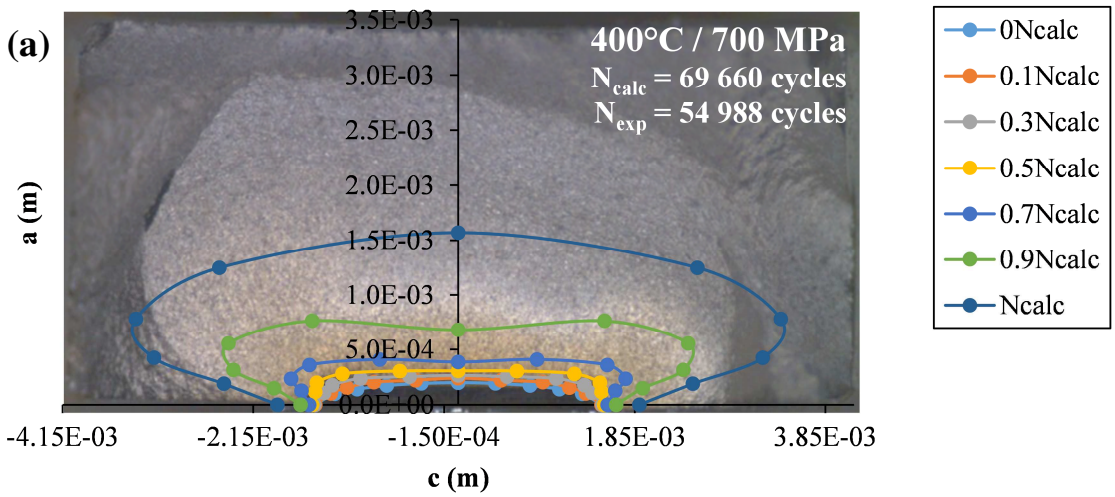
- **400°C / 700 MPa :**

La **Figure D-2-a** présente l'évolution de la morphologie du front de fissure se propageant sous une température de 400°C et à une contrainte maximale appliquée de 700 MPa. Le premier constat que nous pouvons faire est que la propagation en surface est plus lente qu'à cœur, aussi bien au niveau numérique qu'expérimental. Plusieurs raisons peuvent expliquer ce constat. La propagation plus lente observée numériquement est principalement due à la présence de contraintes résiduelles de compression importantes en surface, comme l'illustre la **Figure D-3-a**, mais également due au fait que les vitesses de propagation des fissures longues pour cette température, ne sont pas suffisantes pour que la fissure sorte aisément du champ de contraintes résiduelles. En effet, sur cette figure, nous pouvons observer que l'extrémité de la fissure équivalente se retrouve dans un champ de contraintes résiduelles de compression sur une distance d'environ 200 µm. Il est à noter en outre qu'après 90% de la durée de vie totale consommée, la fissure ne s'est toujours pas extraite de cette zone, ce qui mène à l'épinglage de la fissure en surface (**Figure D-2-a**). De plus, nous ne tenons pas compte de la redistribution du champ de contraintes résiduelles autour de la fissure dans notre modélisation. Pourtant, **Zabeen et al., 2015** ont montré que celle-ci pouvait être importante au voisinage d'une fissure se propageant dans un champ de contraintes résiduelles induites par l'utilisation de traitements de surface (*Laser Shock Peening*). Ainsi, la redistribution qui se produirait pourrait alors favoriser l'expansion de la fissure en surface par rapport à ce que notre modélisation prédit. Bien que moindre, nous avons également constaté expérimentalement une propagation plus lente en surface. Les niveaux de plasticité peuvent expliquer cela. Comme l'illustre la **Figure D-3-b**, les simulations numériques de l'introduction d'un choc ont permis de tracer le profil de la déformation plastique à la surface. Ainsi, nous constatons que l'extrémité du choc se situe dans une zone fortement déformée plastiquement. Les phénomènes de fermeture de fissure induits par la plasticité seraient donc plus importants, ce qui ralentirait la propagation. De plus, il ne faut pas négliger la présence éventuelle de contraintes résiduelles et/ou de plasticité pouvant exister après l'usinage des éprouvettes, lesquelles ne sont pas prises en compte dans la modélisation.

Les contraintes résiduelles semblent également influencer la propagation de la fissure à cœur. En effet, nous pouvons constater que la propagation au milieu du choc est ralentie, tandis qu'elle semble s'accélérer ou se propager à vitesse normale en coin, une fois la mi-durée de vie atteinte, ce qui correspond à une fissure d'environ 107 µm de profondeur à partir du fond de la fissure équivalente initiale. Ceci mène à une morphologie particulière du front de fissure, appelée en « oreille ». Après 90% de la durée de vie totale consommée, ce qui

correspond à une profondeur d'environ 500 µm à partir du fond de la fissure équivalente initiale, le front de fissure semble se rééquilibrer, hormis à la surface libre pour les raisons évoquées précédemment. Expérimentalement, nous n'avons pas observé de propagation en oreille comme le montre le faciès de rupture. Nous observons néanmoins une légère auréole jaune (autour de 70% de la durée de vie totale consommée) qui laisserait penser à une telle propagation. Toutefois, aucun marquage thermique n'a été effectué qui permettrait de confirmer ce point. Cependant, l'influence de contraintes résiduelles de compression sur la forme du front de fissure a déjà été mise en évidence dans la littérature (**Prevéy et al., 2000**, **Courtin, 2004**, **Doremus et al., 2015**). Cette propagation en oreille peut être expliquée par la différence d'intensité du champ de contraintes résiduelles au milieu et en coin du choc. Comme le montre la **Figure D-2-b**, après 2 365 cycles à 400°C et pour une contrainte maximale appliquée de 700 MPa, nous pouvons observer un champ de contraintes résiduelles de compression légèrement plus faible en coin. En outre, ce dernier passe en traction à des profondeurs moins importantes. La fissure retrouve donc un champ de contraintes plus favorable à son expansion en coin, tandis que sa propagation reste ralentie en profondeur conduisant à cette propagation en oreille. Finalement, nous pouvons également constater que 90% de la durée de vie totale est consommée dans les 700 premiers microns et que le champ de contraintes résiduelles est fortement hétérogène dans cette zone.

Jung et al., 1997 ont également mis en évidence numériquement l'influence de contraintes résiduelles de compression dues au procédé de grenaillage sur la forme du front de fissure. A l'aide d'un modèle numérique 3D par éléments finis (multiples écrouissages cinématiques non linéaire et contrainte d'activation seuil) et d'une analyse de la propagation de fissure en élasticité linéaire, ils ont ainsi montré que la propagation en surface était fortement ralentie. Comme l'illustre la **Figure D-4**, la fissure est épinglée à la surface libre car elle se trouve dans le champ de contraintes résiduelles de compression du grenaillage. A l'inverse, hors de la zone affectée, la fissure se propage normalement ce qui mène à ce front de fissure particulier. Ces résultats nous permettent d'avoir une relative confiance quant à l'évolution des fronts de fissure que nous avons obtenue. Cette confiance est en outre renforcée par l'analyse des résultats obtenus pour la seconde condition de sollicitation.



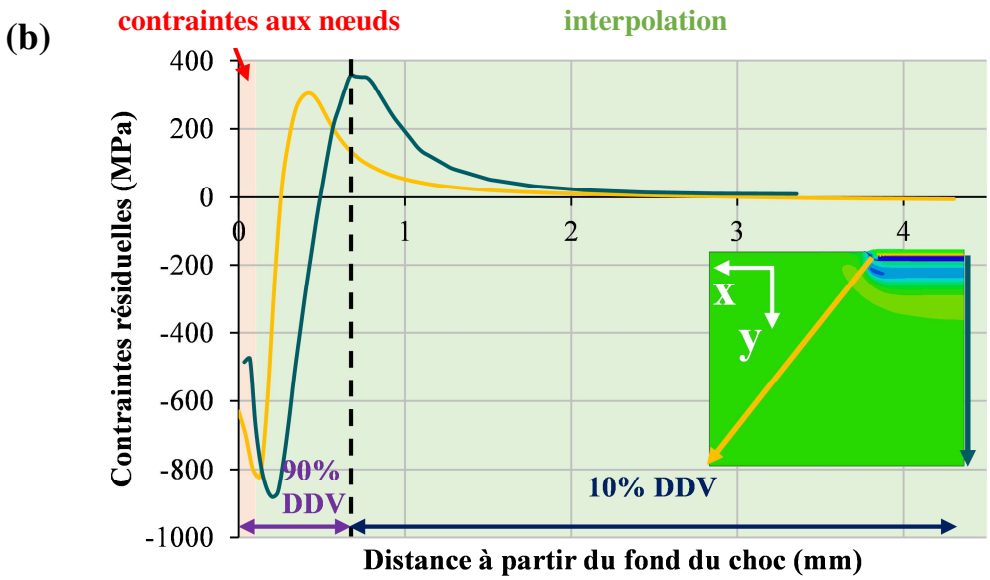


Figure D-2 – (a) Evolution du front de fissure calculé et superposé au faciès de rupture correspondant et (b) profils des contraintes résiduelles relaxées après 2 365 cycles depuis le milieu et le coin du choc : 400°C / 700 MPa / *R* = 0,05

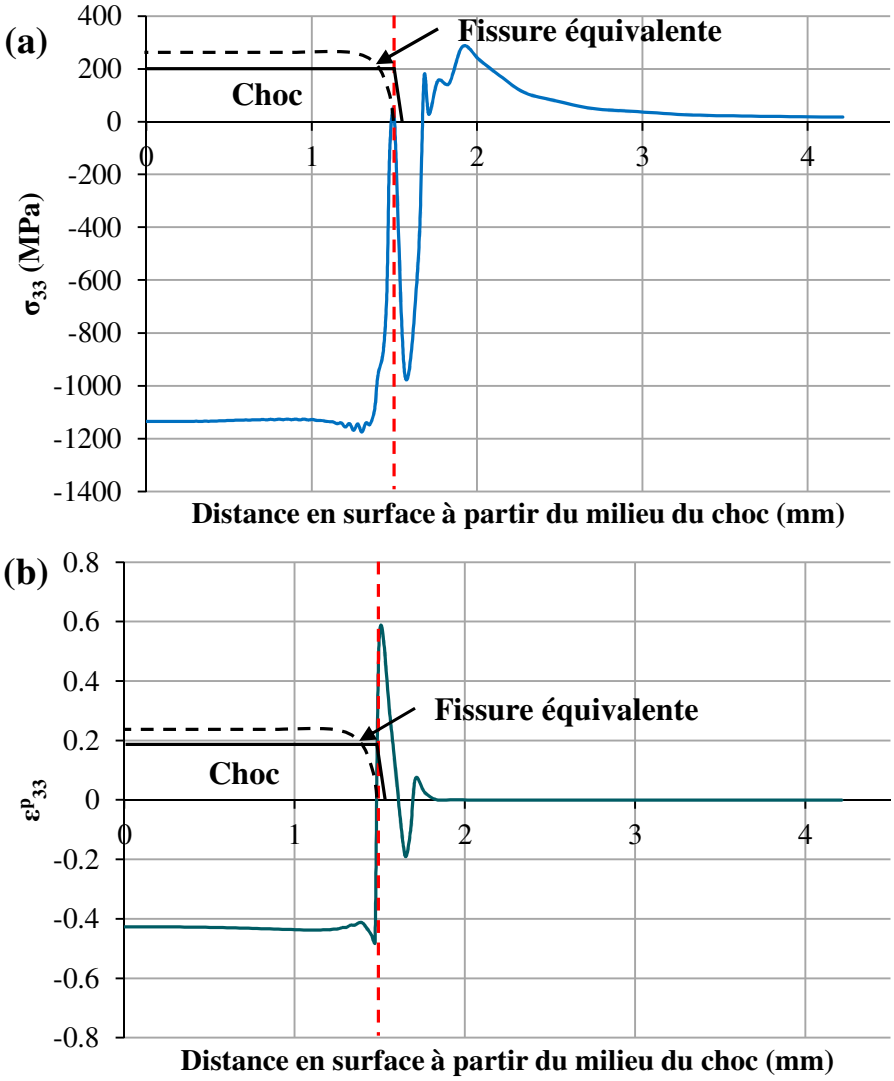


Figure D-3 – (a) Profils initiaux des contraintes résiduelles et (b) de la déformation plastique en surface à partir du milieu du choc

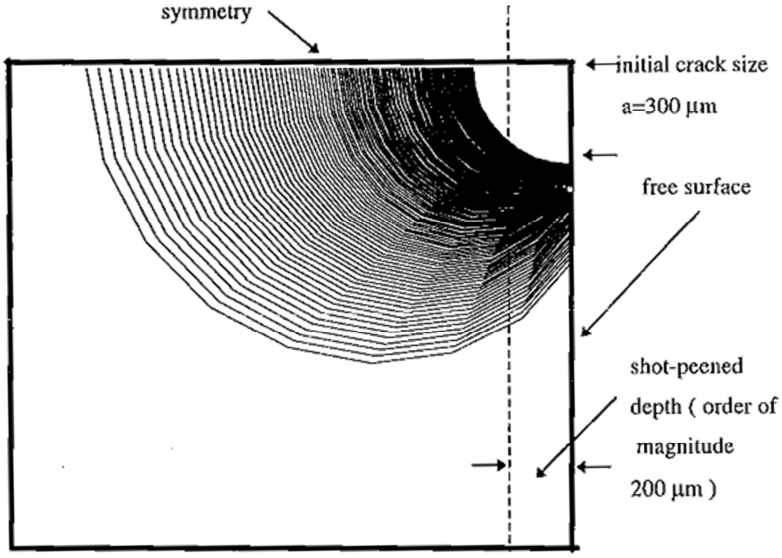


Figure D-4 – Evolution d'une fissure semi-circulaire en présence de contraintes résiduelles de compression (Jung et al., 1997)

- **<u>700°C / 700 MPa :</u>**

La **Figure D-5-a** présente l'évolution de la forme du front de fissure simulée pour une température de 700°C et une contrainte maximale appliquée de 700 MPa. Une bonne concordance entre le front de fissure calculé et le faciès de rupture est constatée, tant au niveau de la morphologie qu'à l'instant observé. En effet, les lignes en pointillés matérialisent les deux marquages thermiques réalisés respectivement à 80% et 98% de la durée de vie totale expérimentale. Ces derniers se superposent assez bien avec les fronts de fissure calculés par notre modèle, à 90% et à 100% de la durée de vie totale calculée. A l'inverse de la simulation précédente, aucune propagation en oreille n'est observée. Pourtant, la différence entre les profils de contraintes résiduelles après relaxation, au milieu et en coin du choc est présente de la même manière, comme l'illustre la **Figure D-5-b**. Cependant, les vitesses de propagation des fissures à 700°C sont plus grandes d'environ une décade, comparées à une température de 400°C. Par conséquent, la fissure sort du champ affecté plus facilement. Il en résulte alors une absence de propagation en oreille. Néanmoins, notre simulation ne mène pas à la propagation d'une fissure de forme semi-elliptique, que nous aurions pu avoir sous une charge uniforme. Cela montre bien que le champ mécanique hétérogène sous l'anomalie de type choc influence l'évolution de la morphologie du front de fissure. De plus, 90% de la durée de vie totale est consommée dans le premier millimètre sous l'anomalie de type choc, dans lequel le champ de contraintes résiduelles est fortement hétérogène. Ceci met en évidence qu'il est primordial que la description du champ de contraintes résiduelles soit la plus précise possible car celui-ci impacte fortement la qualité de la prédiction.

Comme l'illustre la **Figure D-6**, la stratégie de modélisation mise en place ici permet de bien prendre en compte l'influence des contraintes résiduelles sur l'évolution de la forme des fronts de fissure, ce que la modélisation actuellement utilisée par Snecma ne peut effectuer. En effet, l'évolution du front de fissure calculé par le programme PROPAG, sous un chargement uniforme, conduit à la propagation d'un front de fissure de forme semi-elliptique. De plus, nous pouvons également constater que le programme PROPAG prédit des

vitesses de propagation plus grandes. Ainsi, à 700°C et à 70% de la durée de vie totale (**Figure D-6-b**), la profondeur de fissure est deux fois plus grande en l'absence de contraintes résiduelles, environ 1 mm contre 500 µm en présence de contraintes résiduelles, et pour un nombre de cycles absolu quasiment trois fois plus faible. La stratégie de modélisation mise en place permet donc de conclure que ce sont bien les contraintes résiduelles qui ralentissent la propagation de la fissure et qui imposent la forme à cette dernière. Par conséquent, la connaissance du champ de contraintes résiduelles initial et relaxé est le paramètre prépondérant dans la qualité des résultats que nous obtenons. De plus, comme nous venons de le voir, il est également nécessaire de bien maîtriser ce qui se passe en surface afin d'avoir des prédictions de meilleure qualité.

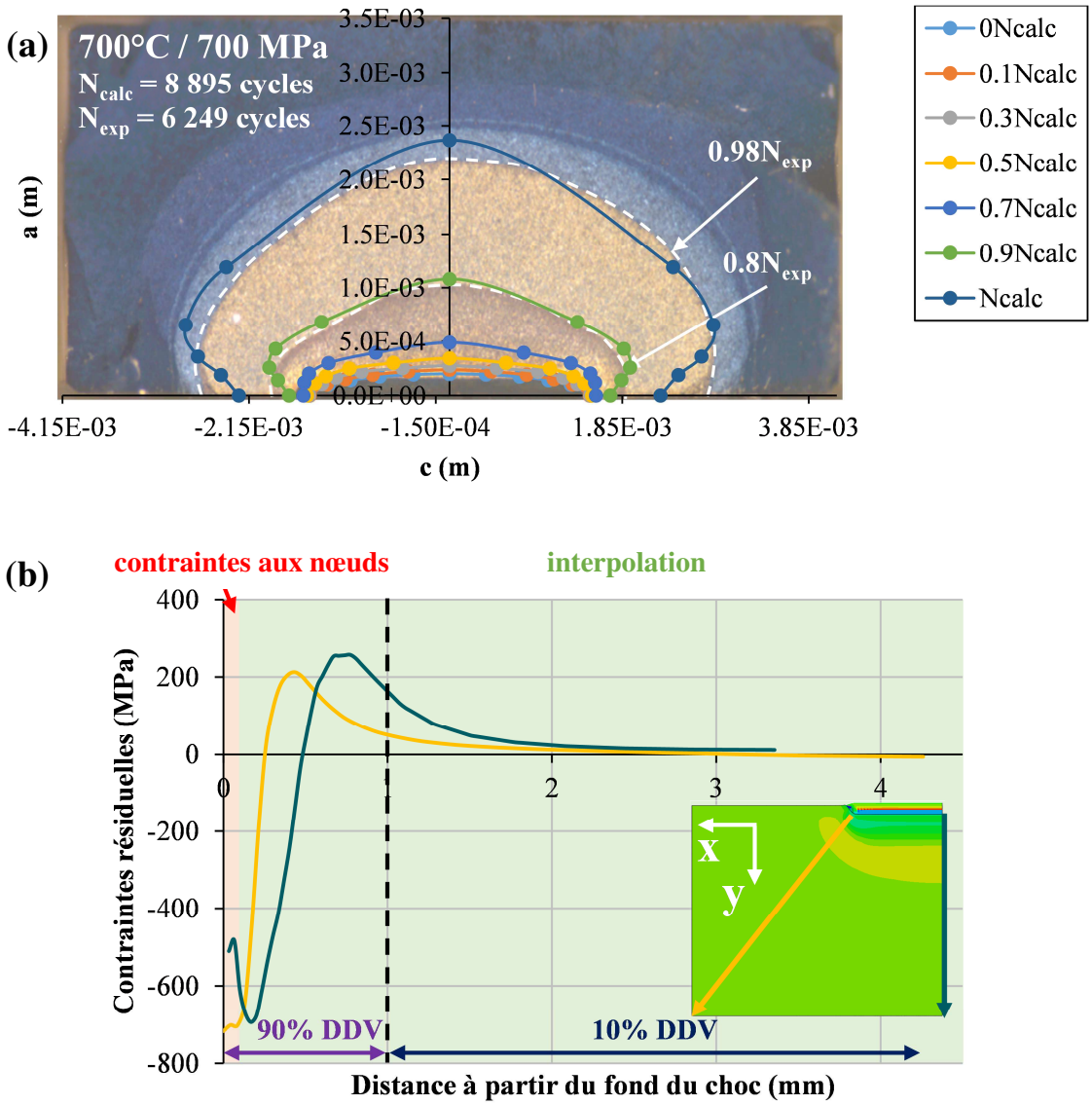


Figure D-5 – (a) Evolution du front de fissure calculé et superposé au faciès de rupture correspondant et (b) profils des contraintes résiduelles relaxées après 525 cycles depuis le milieu et le coin du choc : 700°C / 700 MPa / R = 0,05

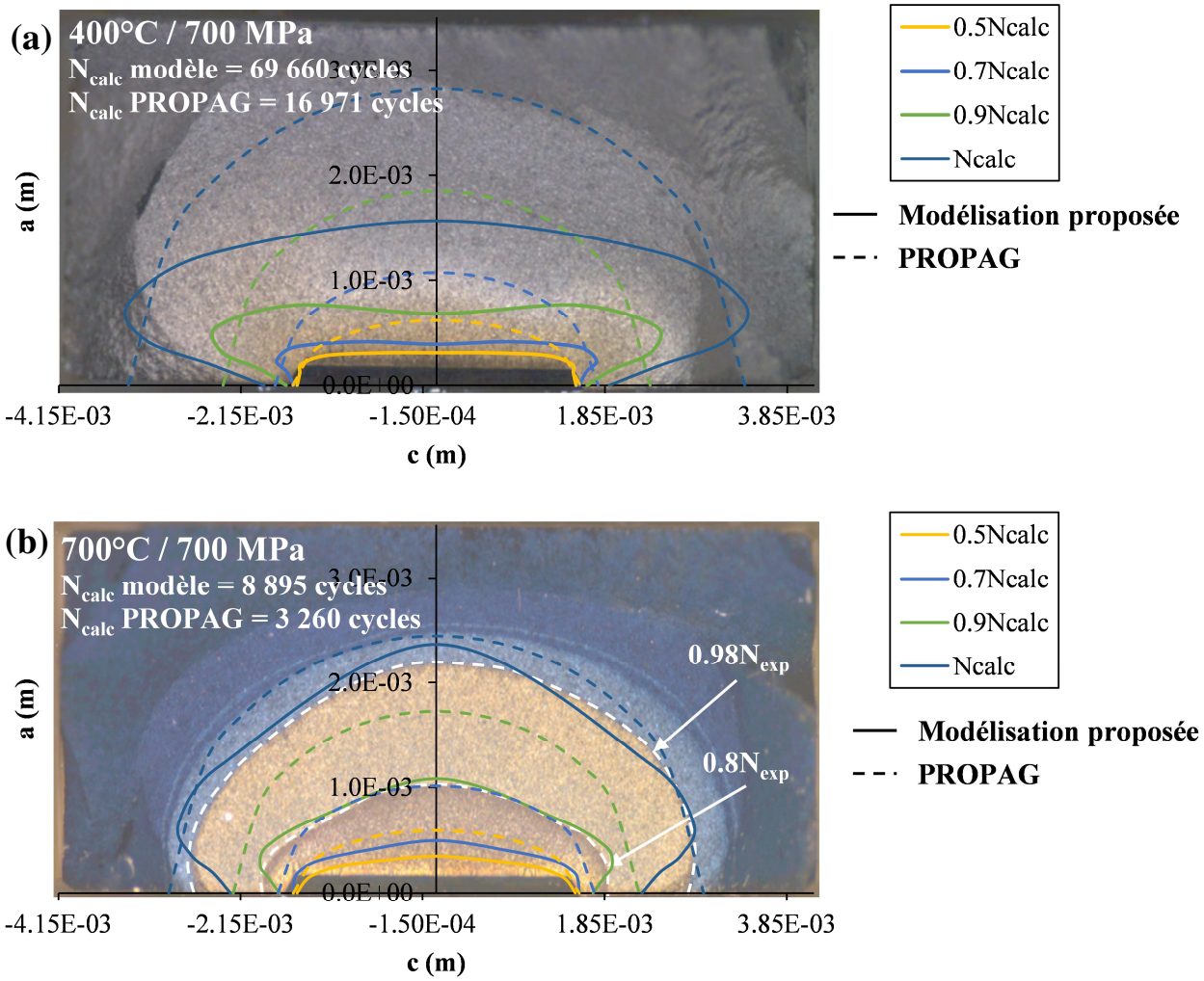


Figure D-6 – Comparaison de l'évolution du front de fissure calculé au cours du cyclage par la modélisation proposée et par le programme PROPAG à 400°C (a) et 700°C (b)

D.1.3. Comparaison des vitesses de propagation calculées et mesurées

La **Figure D-8** présente l'évolution de la vitesse de propagation simulée et celle issue de la campagne expérimentale, en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. Ainsi, pour les deux conditions de sollicitation, la stratégie de modélisation mise en place permet de retrouver qualitativement les résultats expérimentaux. Nous constatons bien une diminution de la vitesse de propagation dans les premiers stades, due à la présence de contraintes résiduelles de compression. Ce ralentissement se produit jusqu'à atteindre la valeur de profondeur de fissure seuil fixée, puis une fois cette valeur dépassée, la vitesse de propagation augmente rapidement et rejoint la loi de propagation de référence des fissures longues de l'alliage. Nous pouvons également observer un saut au moment de cette transition, qui est dû à la discontinuité des champs de contraintes entre les approches « contrainte en chaque point » et « interpolation » (cf. **Chapitre C**). Pour cette raison et également du fait de l'utilisation d'une approche de type mécanique de la rupture en élasticité linéaire dans les premiers stades, nous ne pouvons analyser ces courbes que de manière qualitative. Toutefois, les simulations numériques et la modélisation numérique permettent de montrer et de confirmer les effets de contraintes résiduelles sur la vitesse de propagation.

Néanmoins, la différence par rapport au minimum de la vitesse de propagation mesurée expérimentalement est relativement importante, que ce soit en termes de vitesse de propagation (environ une décade) ou en termes de ΔK (environ 10 MPa√m). Deux raisons principales permettent d'expliquer le décalage observé sur la vitesse de propagation. La première, et certainement la plus importante, est la connaissance du champ de contraintes résiduelles initial et relaxé. En effet, il est très probable que nous surestimions la valeur de ces contraintes. Par conséquent, les contraintes résiduelles de compression calculées sont plus importantes que celles qui se situent réellement sous le choc, provoquant alors une diminution de la vitesse de propagation plus conséquente. De plus, le fait de ne pas prendre en compte les effets de redistribution au voisinage de la fissure peut également expliquer le décalage observé. En effet, cette redistribution peut jouer un rôle important et notamment faciliter la propagation de la fissure dans le champ de contraintes résiduelles. Ainsi, en prenant en compte ces effets de redistribution et en ayant un champ de contraintes résiduelles initial plus réaliste il est plausible que nous obtenions un ralentissement de la propagation du même ordre de grandeur que celui constaté expérimentalement.

Le décalage en termes de ΔK est quant à lui principalement dû à la manière dont nous avons développé notre modélisation. En effet, la solution la plus pertinente aurait été d'utiliser une simple et unique approche pour laquelle la contrainte en chaque nœud est utilisée, et non pas réaliser une combinaison avec une méthode d'interpolation polynômiale. Cependant, comme nous l'avons évoqué dans le **Chapitre C**, l'utilisation de l'approche « contrainte en chaque point » seule n'est pas possible en l'état, du fait de problèmes numériques constatés en coin du choc. Comme le montre la **Figure D-7**, nous pouvons observer une déformation importante du maillage en coin du choc et notamment une superposition de plusieurs mailles. Cette superposition conduit alors à des artefacts numériques et à des zones de contraintes résiduelles de compression importantes qui bloquent la fissure, alors que sa propagation est normale à cœur et en surface. Par conséquent, dans le but d'être prédictif en termes de vitesse de propagation, il est nécessaire d'améliorer la déformation du maillage en coin du choc. Plusieurs solutions peuvent être envisagées, telles que la reconstruction du maillage en post-traitement ce qui permettrait de lisser le champ de contraintes résiduelles ou bien la modification de la géométrie de l'outil impactant afin que l'angle de ce dernier soit moins vif en coin. Si ces solutions ne sont pas viables et qu'il est nécessaire de poursuivre avec une combinaison d'approches « contrainte en chaque point » et « interpolation », il sera nécessaire d'améliorer la transition. En effet, la discontinuité des champs occasionne un saut sur la vitesse de propagation mais c'est surtout le choix du critère de transition qui est ici à remettre en question. En effet, le choix de se recaler sur les durées de vie est ici totalement subjectif. Un critère mécanique aurait pu être employé et aurait eu un sens physique plus certain. La redistribution au voisinage de la fissure peut également expliquer ce décalage. Ainsi, à mesure que la fissure progresse, le pic de compression atténué « se déplacerait » ce qui donnerait une transition moins abrupt mais de plus progressif.

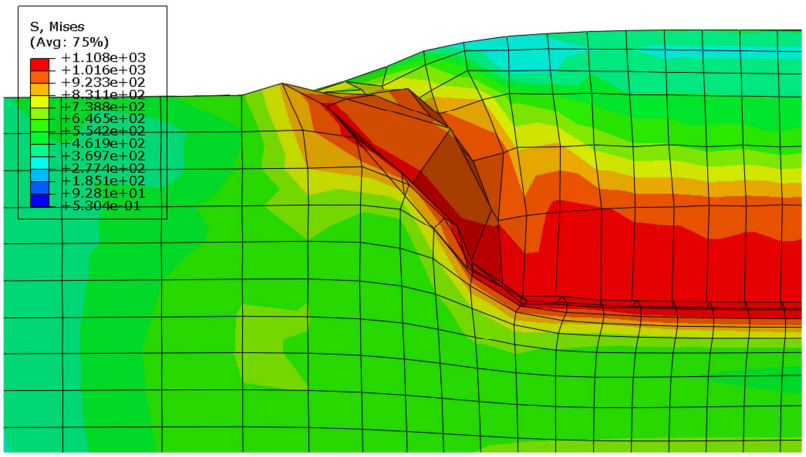
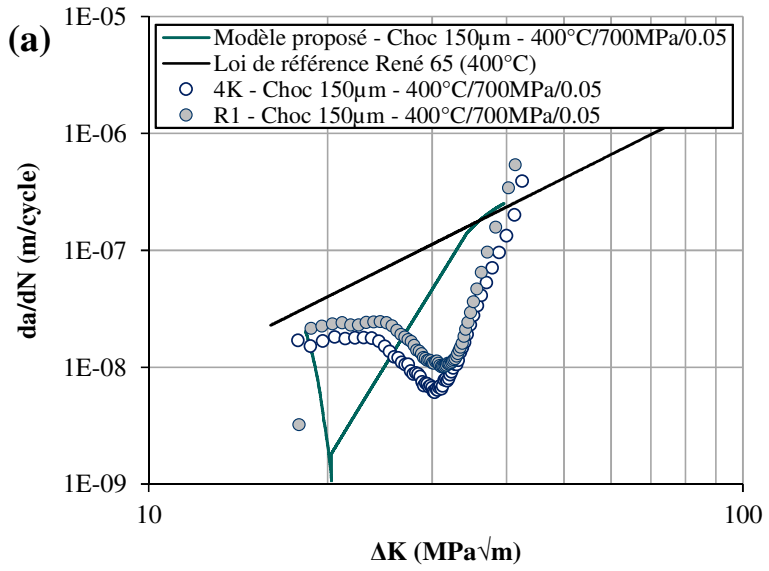


Figure D-7 – Problème de déformation du maillage en coin du choc

Dans le cadre de la modélisation de la propagation de fissure en trois dimensions dans un champ de contraintes résiduelles induit par le grenaillage, **Jung et al., 1997** ont également observé ce genre de ralentissement, comme l'illustre la **Figure D-9**. Ainsi, la propagation est ralentie dans les premiers stades, puis augmente sensiblement jusqu'à rejoindre la courbe de fissuration de l'alliage sans contraintes résiduelles. Ces résultats confirment que la prise en compte des contraintes résiduelles devrait nous permettre d'être plus représentatif des résultats expérimentaux, que ce soit en termes de durées de vie ou de vitesse de propagation. Dans le sens inverse, cette modélisation confirme également le dépouillement des mesures de potentiel utilisé ayant permis d'obtenir les courbes de fissuration expérimentales. Ces dernières sont donc fiables et le ralentissement observé correspond bien à un effet des contraintes résiduelles.



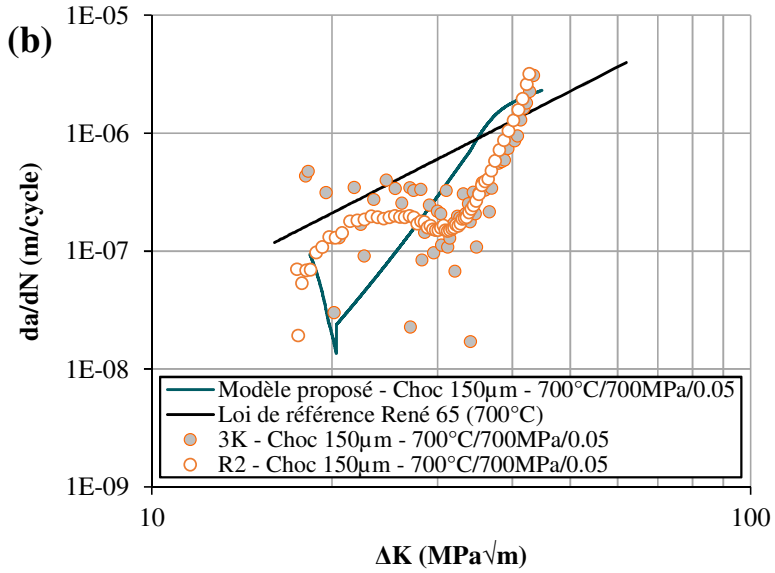


Figure D-8 – Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes simulée et mesurée expérimentalement (a) à 400°C et (b) à 700°C

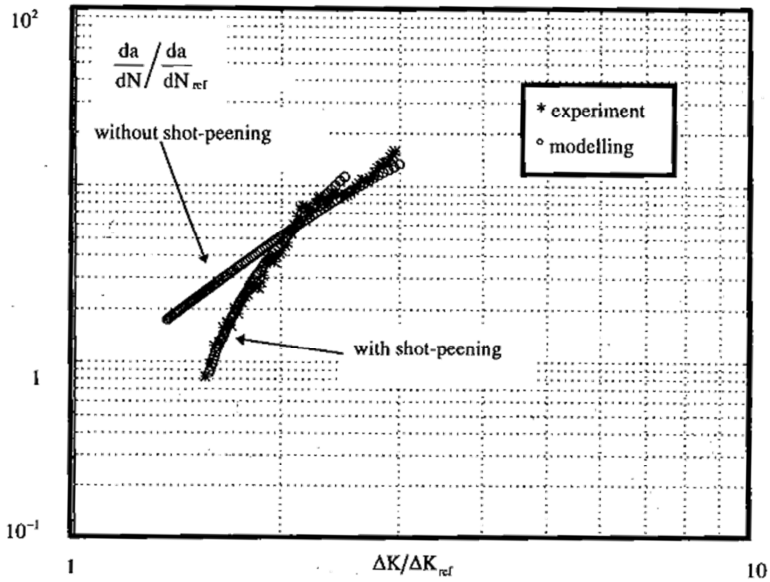


Figure D-9 – Effet du grenaillage sur la vitesse de propagation (Jung et al., 1997)

Conclusions intermédiaires :

La stratégie de modélisation développée dans cette étude a montré la nécessité de prendre en compte les contraintes résiduelles dans le calcul de durée de vie. En effet, les résultats expérimentaux ont majoritairement été retrouvés au moins de manière qualitative. Ainsi, l'évolution de la forme des fronts de fissure est assez bien décrite par la simulation, tout comme l'évolution de la vitesse de propagation. Nous observons en outre un ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades, avant que celle-ci augmente et tende à rejoindre la loi de propagation des fissures longues de l'alliage.

L'application du modèle aux anomalies de type choc à profil en V a également permis de mettre en évidence certaines limites du modèle. En effet, le calcul en propagation n'a pas pu être effectué pour la simulation à 1 000 MPa en raison d'une prédiction de relaxation

totale des contraintes résiduelles, due à l'utilisation d'une simple loi d'écrouissage cinématique non linéaire sans contrainte seuil d'activation. Nous avons également constaté sur les courbes de fissuration simulées, des sauts lors de la transition entre les approches « contrainte en chaque point » et « interpolation » pouvant altérer la qualité de la prédiction. C'est pourquoi une attention toute particulière devra être apportée sur ces différents points, dans l'optique d'améliorer cette modélisation. A ce stade, nous validons néanmoins cette stratégie de modélisation et nous allons l'éprouver pour une autre géométrie de choc et pour un autre matériau.

D.2. Application du modèle à une autre géométrie de choc et sur un autre matériau

D.2.1. Rappel des résultats expérimentaux obtenus pour un choc U

Afin d'évaluer la robustesse de la stratégie de modélisation développée et dans le but de déterminer les axes d'amélioration possibles, nous avons appliqué ce modèle à une autre géométrie d'anomalie de surface de type choc et pour un autre matériau. Il s'agit des chocs à profil en U, présenté en **Figure D-10**. Ces anomalies de surface ont été testées dans le cadre des travaux de thèse de **Doremus, 2014**, pour des profondeurs de 100 µm et 200 µm. Des essais de fissuration ont été réalisés sur des éprouvettes à section rectangulaire, à 550°C et pour deux contraintes maximales appliquées : 800 MPa et 1 050 MPa, à un rapport de charge de 0,05.

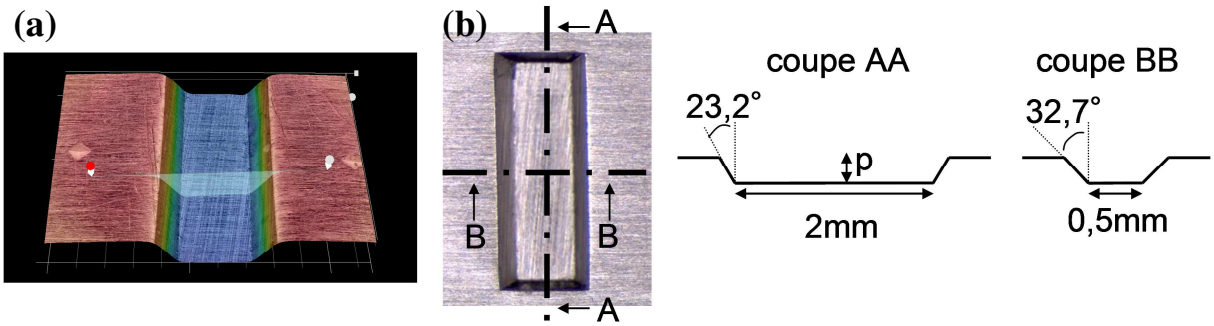


Figure D-10 – (a) Vue 3D et (b) caractéristiques géométriques d'un choc à profil en U (Doremus, 2014)

A l'aide d'un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles, *Doremus* a montré l'influence du champ de contraintes résiduelles présent sous ce type d'anomalie dans le superalliage à base nickel Inconel 718DA. Comme pour les chocs à profil en V, la propagation de fissure est alors fortement ralentie dans les premiers stades en présence de contraintes résiduelles, puis une fois la zone affectée dépassée, la vitesse augmente et tend à rejoindre la vitesse de propagation des fissures longues de l'alliage (choc introduit après le traitement thermique sur la **Figure D-11**). Une fois la relaxation des contraintes résiduelles effectuée (choc introduit avant le traitement thermique), nous pouvons constater que la vitesse de propagation n'est pas ou peu ralentie. Par cette expérience, *Doremus* montre que c'est bien la création des contraintes résiduelles lors de la fabrication de l'anomalie de surface qui occasionne le ralentissement de la propagation de fissures et contrôle la durée de vie en

fatigue. Constat que nous avons également observé pour notre matériau et pour une autre morphologie de choc. Il a également montré l'influence de l'hétérogénéité du champ mécanique sur l'évolution de la forme des fronts de fissure. En effet, si pour des chocs à profil en V nous n'avons pas mis en évidence un tel comportement, il n'en est rien pour les chocs à profil en U. Comme l'illustre la **Figure D-12-a**, nous pouvons clairement observer qu'en présence de contraintes résiduelles, la propagation est fortement ralentie au milieu du choc alors qu'elle semble s'accélérer ou se propager à vitesse normale en coin, ce qui mène à un front de propagation en « oreille ». Le champ de contraintes résiduelles sous l'impact n'est pas le seul facteur influant sur l'apparition d'une telle propagation. En effet, la contrainte maximale appliquée a également son importance, puisque les essais effectués à 1 050 MPa de contrainte maximale n'ont présenté aucune propagation en oreille, que ce soit avec ou sans contraintes résiduelles. Le chargement appliqué étant important, il permet à la fissure de s'extraire plus rapidement du champ mécanique hétérogène créé par le choc et de le relaxer plus rapidement, ou alors il se produit avant la fissuration une relaxation des contraintes résiduelles.

Notre objectif est donc d'essayer de retrouver ces résultats expérimentaux par le biais du modèle développé dans cette étude. Cependant, les anomalies de type choc testées dans le cadre de la thèse de *Doremus* possèdent une profondeur de 100 µm et 200 µm. Afin de permettre une comparaison directe avec le champ de contraintes résiduelles calculé pour le choc à profil en V de 150 µm de profondeur, nous estimerons le nombre de cycles à l'amorçage et la durée de vie totale pour un choc à profil en U d'une profondeur identique, par une simple interpolation linéaire.

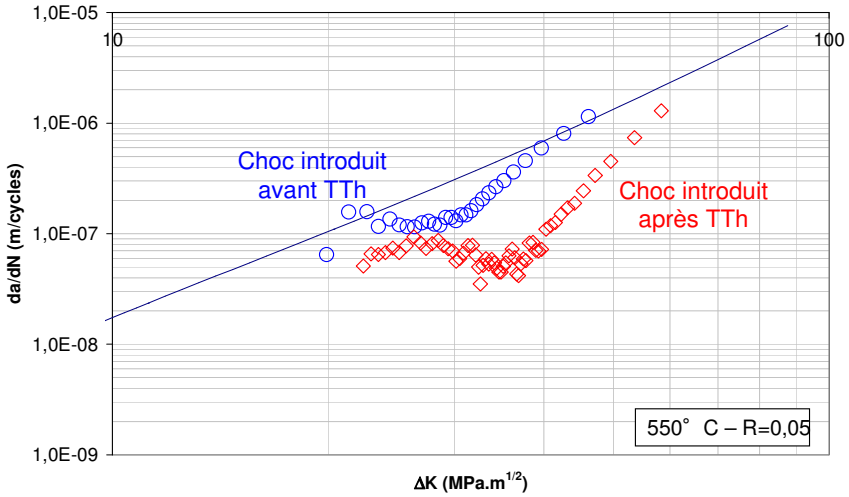


Figure D-11 – Comparaison des vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir de chocs avec (choc introduit après le traitement thermique) et sans contraintes résiduelles (choc introduit avant le traitement thermique) (Doremus, 2014)

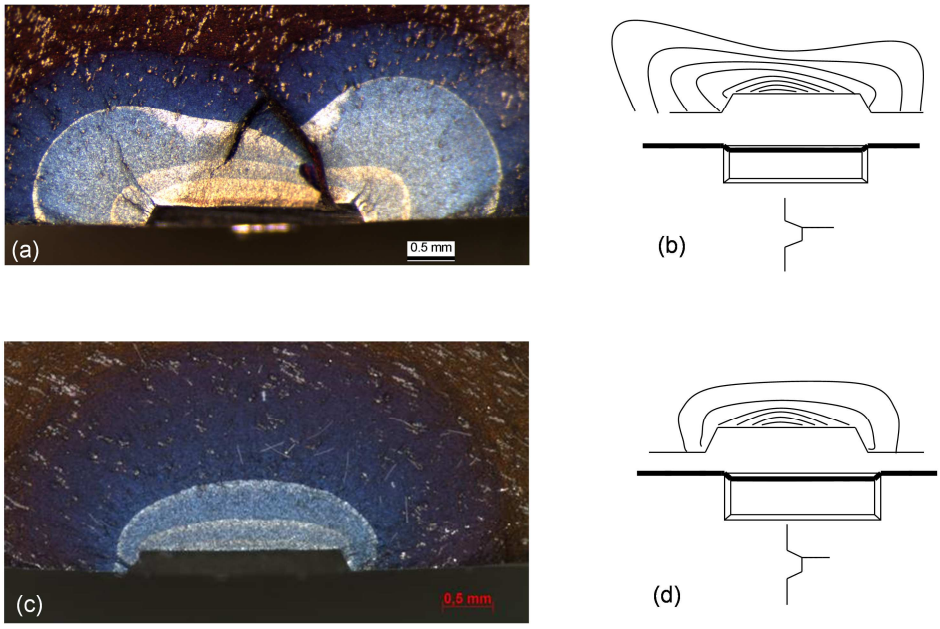


Figure D-12 – (a) Faciès de rupture d'un choc avec contraintes résiduelles et (c) sans contraintes résiduelles : 550°C / 800 MPa / 0,05 (Doremus et al., 2015)

D.2.2. Simulation numérique de la propagation de fissure à partir d'un choc U

D.2.2.1. Validation du modèle utilisé

La simulation de l'introduction de l'anomalie de surface de type choc à profil en U a été réalisée à l'aide du modèle numérique 3D éléments finis développé pour l'anomalie de type choc à profil en V. Le modèle est strictement identique à l'exception de la forme de l'impacteur qui est modifiée, afin que celle-ci corresponde à la géométrie du choc que nous désirons. Dans le but d'évaluer le champ de contraintes résiduelles induit par l'impact, puis d'évaluer sa relaxation au cours du cyclage, la loi d'écrouissage cinématique non linéaire de l'Inconel 718DA, fournie par Snecma, a été utilisée.

Comme pour le choc à profil en V, il convient dans un premier temps de vérifier la validité du modèle numérique, notamment en ce qui concerne la convergence au sens du maillage. La **Figure D-13** présente les résultats de cette étude. Ainsi, nous pouvons voir que pour cette géométrie de choc, la taille des éléments finis linéaires C3D8R situés directement sous l'outil, peut être réduite à 12,5 µm, sans pour autant générer de dégénérescence du maillage. Nous pouvons également constater que les maillages de 50 µm, 25 µm et 12,5 µm donnent des résultats sensiblement identiques dans la partie compression mais que des différences existent dans la partie traction du champ de contraintes résiduelles. Afin d'évaluer la qualité du maillage utilisé, l'erreur obtenue entre le maillage dit « grossier » et le maillage dit « fin » a été calculée, comme décrite dans le **Chapitre C**. Ainsi, l'erreur commise sur la contrainte suivant l'axe z reste inférieure à 10% pour le maillage de 25 µm par rapport au maillage de référence de 12,5 µm. Nous pouvons par conséquent estimer que la convergence au sens du maillage est atteinte pour ces deux tailles de maille. Toutefois, dans le but d'obtenir la meilleure précision possible, la suite des calculs sera effectuée avec le maillage de 12,5 µm.

Nous avons également vérifié la pertinence de la solution interpolée aux nœuds en comparaison à la solution calculée au point d'intégration des différents éléments finis. Comme le montre la **Figure D-14-a**, la différence entre ces deux contraintes n'est pas significative, ce qui signifie que l'interpolation des contraintes aux nœuds constitue une approximation tout à fait raisonnable. Enfin, nous avons également évalué l'influence de la valeur du coefficient de frottement sur la contrainte calculée. Comme l'illustre la **Figure D-14-b**, la variation de ce paramètre n'engendre quasiment aucune différence sur la valeur de la contrainte calculée, à l'inverse de ce que nous avions observé pour le choc à profil en V. Cependant, afin de conserver les mêmes paramètres de simulation utilisés pour le choc à profil en V, nous avons appliqué un coefficient de frottement entre l'impacteur et l'éprouvette d'une valeur de 0,1. Pour rappel, cette valeur représente une force de frottement faible entre les deux éléments. Le modèle numérique semble donc validé et nous pouvons désormais évaluer l'intensité du champ de contraintes résiduelles initial et relaxé, et l'appliquer dans un modèle numérique de propagation de fissures.

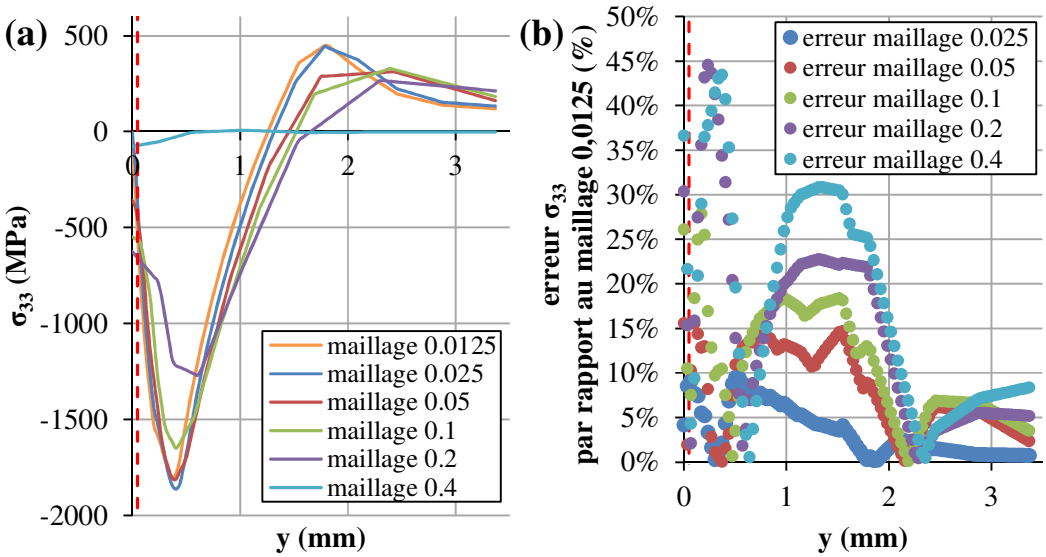


Figure D-13 – (a) Evolution de la contrainte σ_{33} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport au maillage de référence de 12,5 µm

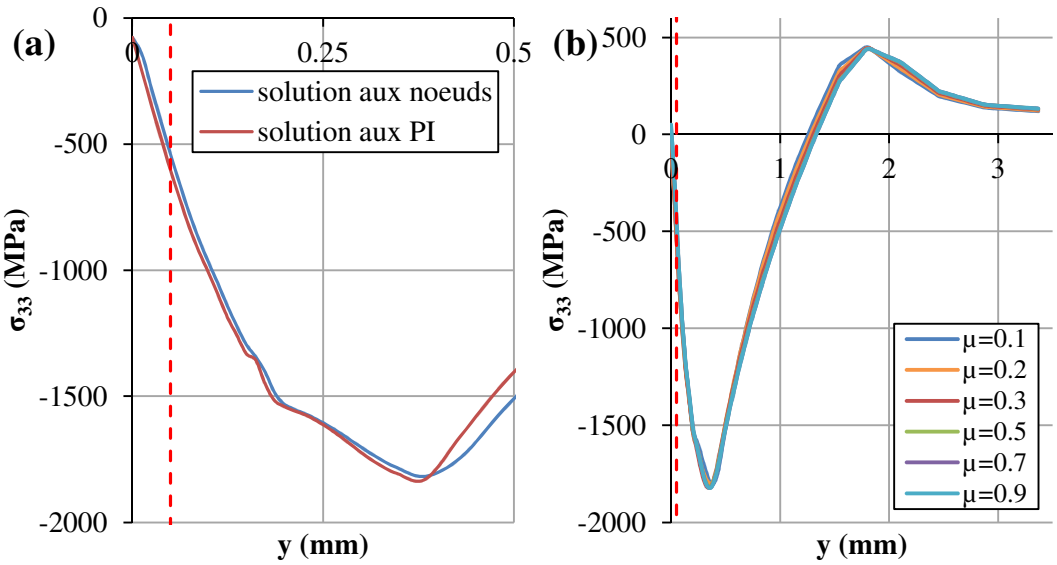


Figure D-14 – (a) Evolution de la contrainte σ_{33} affichée aux nœuds et calculée aux points d'intégration suivant la direction *y* et (b) pour différentes valeurs de μ

D.2.2.2. Analyse des résultats obtenus pour l'anomalie de type choc U

Les profils de contraintes résiduelles obtenus par la modélisation éléments finis, au milieu et en coin du choc à profil en U, sont présentés en **Figure D-15**. Les résultats sont globalement assez similaires à ce que nous avons vu dans la littérature, et également à ce que nous avons obtenu pour le choc à profil en V. Ainsi, une première zone directement sous le choc, présente d'importantes contraintes résiduelles de compression. Elle s'étend jusqu'à une profondeur d'environ 700 µm en coin du choc et est environ deux fois plus grande en son milieu (1,5 mm). Au-delà de cette profondeur, des contraintes résiduelles de traction d'environ 500 MPa au maximum existent dans les deux directions. Bien qu'elle soit du même ordre de grandeur, l'amplitude des contraintes résiduelles de compression diffère sensiblement en fonction de la direction d'observation. Ainsi, elles atteignent -1 400 MPa en coin et sont environ égales à -1 700 MPa au milieu du choc. Quant au pic du maximum de compression, celui-ci se situe à 500 µm à partir du milieu du fond du choc, tandis que la zone affectée en coin est relativement plus restreinte, puisque le maximum de compression se situe à environ 170 µm.

Bien que les matériaux ne soient pas identiques, la comparaison des champs de contraintes résiduelles calculés montre l'influence de la géométrie du choc. En effet, comme l'illustre la **Figure D-16**, les profils des contraintes résiduelles montrent une nette différence entre les deux géométries. Le choc à profil en V engendre des contraintes résiduelles assez localisées sous l'impact. La région affectée par la présence de contraintes résiduelles de compression ne s'étend que jusqu'à une profondeur de 500 µm. A l'inverse, les contraintes résiduelles de compression atteignent une profondeur trois fois plus grande pour le choc à profil en U. Néanmoins, en ce qui concerne les intensités des contraintes résiduelles, ces dernières sont sensiblement identiques pour les deux morphologies de choc. En gardant à l'esprit que les deux simulations numériques n'ont pas été effectuées pour un même matériau, nous pouvons supposer que la profondeur du choc va influer sur l'amplitude des contraintes résiduelles, tandis que la morphologie du choc jouera plutôt sur la profondeur de la zone affectée sous l'impact.

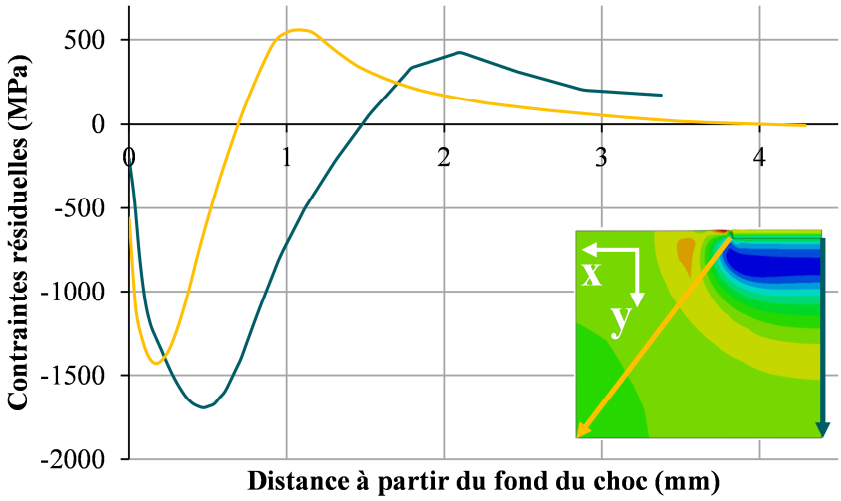


Figure D-15 – Profils des contraintes résiduelles σ_{33} calculées depuis le milieu (vert) et le coin (jaune) du choc à profil en U

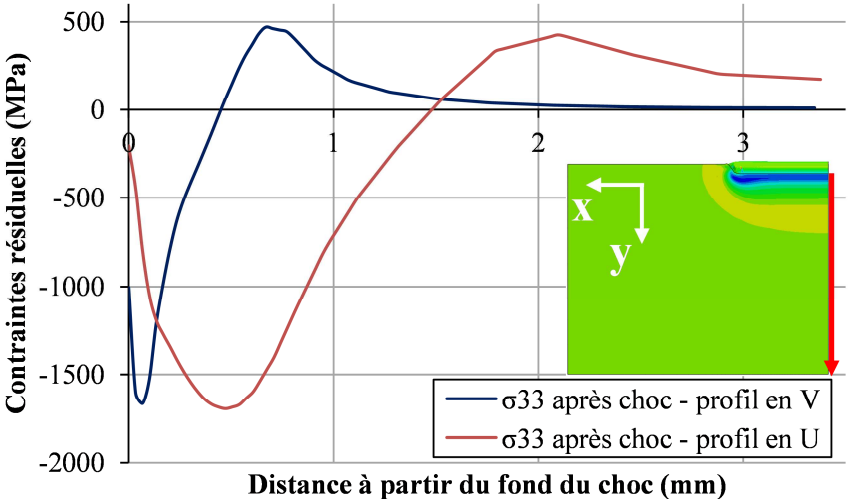


Figure D-16 – Comparaison des profils des contraintes résiduelles σ_{33} depuis le milieu du choc à profil en V (René 65) et à profil en U (Inconel 718DA)

A l'instar du choc à profil en V, la relaxation du champ de contraintes résiduelles initial a été évaluée, en appliquant une sollicitation cyclique au modèle éléments finis. Ainsi, une fois la réalisation de l'anomalie de surface terminée, une sollicitation mécanique est imposée durant le nombre de cycles à l'amorçage constaté expérimentalement. *Doremus* n'a cependant pas testé de chocs ayant une profondeur de 150 µm. Il a toutefois évalué la nocivité de chocs à profil en U de 100 µm et 200 µm de profondeur. Par conséquent, afin d'évaluer quels seraient les nombres de cycle à l'amorçage ainsi que les durées de vie expérimentales, nous avons réalisé une interpolation linéaire. Ainsi, le chargement mécanique sera imposé pendant 3 840 cycles à 550°C sous une contrainte maximale de 800 MPa et pendant 775 cycles à 1 050 MPa (**Tableau D-4**). Le rapport de charge est quant à lui conservé à 0,05.

La **Figure D-17** présente les profils du champ de contraintes résiduelles relaxé pour les deux conditions de sollicitation. Ces profils ont été tracés au milieu et en coin du choc modélisé, pour une contrainte appliquée nulle. Nous pouvons constater l'influence de chaque condition de sollicitation évaluée. Comme nous l'avions vu pour le choc à profil en V, plus la contrainte appliquée est importante, plus la relaxation sera également importante. Ainsi, à 1 050 MPa de contrainte maximale appliquée, la relaxation est 17% plus importante qu'à 800 MPa alors que le nombre de cycles à l'amorçage est 5 fois plus faible. Nous pouvons également voir que les zones affectées au milieu du choc n'ont pas réellement été modifiées. Le maximum de compression se situe toujours à environ 500 µm à partir du fond du choc et les contraintes résiduelles s'étendent jusqu'à une profondeur d'environ 1,5 mm. Nous pouvons néanmoins observer que la profondeur affectée en coin a été modifiée. Ainsi, le pic du maximum de compression se situe désormais à hauteur de la fissure initiale (environ 50 µm de profondeur). En outre, si l'amplitude des contraintes résiduelles est identique au milieu et en coin du choc à 800 MPa, nous observons une plus grande relaxation en coin du choc à un plus haut niveau de contrainte appliquée en raison des effets de concentration de contrainte plus importants.

Température (°C)	σ_{max} (MPa)	R	Nombre de cycles à l'amorçage	Durée de vie expérimentale
550	800	0,05	3 870	29 329
550	1 050	0,05	775	6 308

Tableau D-4 – Résumé des conditions de sollicitation évaluée numériquement pour le choc à profil en U (Inconel 718DA)

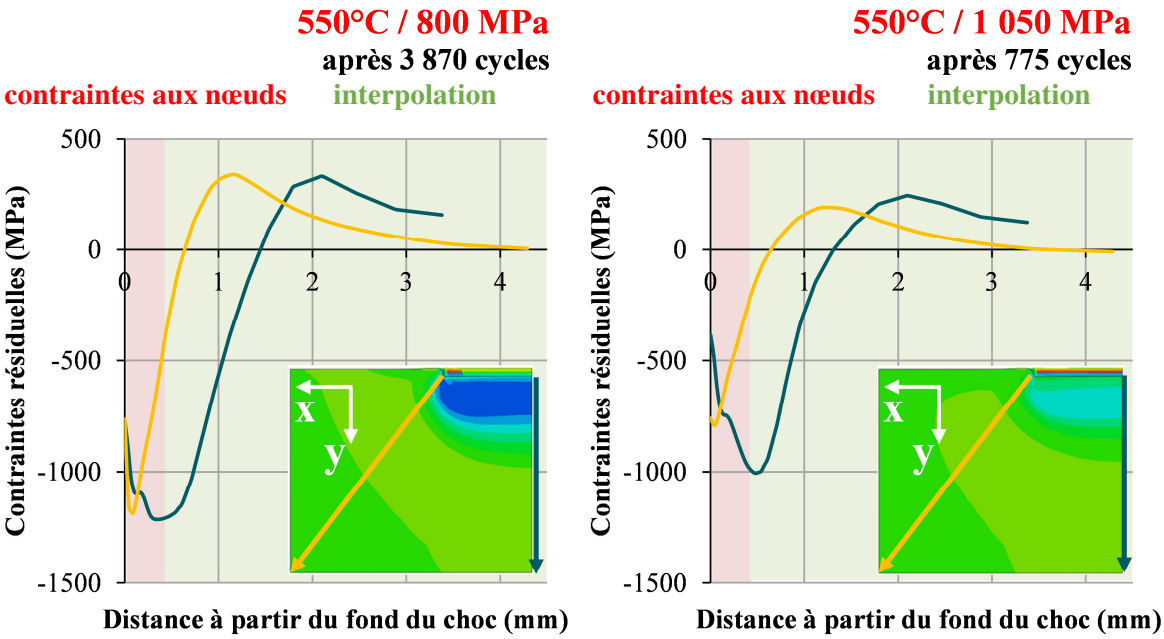


Figure D-17 – Profils des contraintes résiduelles relaxées calculés au milieu (vert) et en coin (jaune) du choc à profil en U (Inconel 718DA)

Le champ de contraintes résiduelles relaxé a ensuite été post-traité dans le but de l'appliquer dans le modèle numérique. Pour rappel, ce modèle est défini à une échelle « locale » où la contrainte en chaque nœud du maillage est utilisée, et à une échelle « globale » pour laquelle le champ de contraintes est interpolé par une somme de monômes. La transition entre les deux approches s'effectue au-delà d'une certaine profondeur de fissure, déterminée afin de retrouver les durées de vie expérimentales. Cette approche n'a malheureusement pas permis de retrouver les durées de vie expérimentales obtenues pour une contrainte maximale appliquée de 800 MPa. En effet, comme l'illustre la **Figure D-18**, lorsque nous superposons cette contrainte au champ de contraintes résiduelles calculé, nous constatons qu'ils existent encore des contraintes résiduelles de compression sous le choc. Par conséquent, la propagation ne peut avoir lieu car la valeur du facteur d'intensité des contraintes maximale est inférieure à zéro. La profondeur à laquelle le maximum de compression est observé, comme critère de transition, ne peut pas être employée en l'état. En effet, nous pouvons constater que cette profondeur coïncide avec la profondeur choisie arbitrairement pour recaler les durées de vie. Ceci pointe une des limites de la modélisation et montre une nouvelle fois l'importance de bien connaître le champ de contraintes résiduelles initial. En effet, sans comparaison expérimentale, nous ne pouvons valider le modèle développé et de ce fait avoir une totale confiance quant au champ de contraintes calculé numériquement. En outre, la prise en compte de la redistribution des contraintes résiduelles au voisinage de la fissure pourrait également améliorer leur prédiction. A 1 050 MPa de

contrainte maximale appliquée, la durée de vie expérimentale estimée pour un choc à profil en U est de 6 308 cycles. Nous pouvons constater, dans le **Tableau D-5** récapitulatif, que cette durée de vie estimée est retrouvée, pour une valeur de *a* seuil de 540 µm (profondeur depuis la surface). Ainsi, la durée de vie obtenue est de 8 506 cycles (35% d'erreur) tandis que la durée de vie calculée par le programme PROPAG (champ uniforme et fissure semi-elliptique) est de 1 702 cycles (73% d'erreur). Ces résultats sont évidemment à nuancer étant donné que la durée de vie expérimentale est issue d'une simple estimation.

	Durées de vie expérimentales (interpolation)	**Durées de vie PROPAG**	**Durées de vie modèle proposé**	***a* seuil (µm)**
550°C / 800 MPa	29 329	3 921	-	-
550°C / 1 050 MPa	6 308	1 702	8 506	540

Tableau D-5 – Résumé des durées de vie expérimentales et calculées à l'aide du programme PROPAG et de la stratégie de modélisation proposée (Inconel 718DA) - Doremus, 2014

Bien que la simulation n'ait pu être effectuée pour une contrainte maximale de 800 MPa, la différence des profils des contraintes résiduelles au milieu et en coin du choc permet d'expliquer la propagation en « oreille » observée expérimentalement par *Doremus*. Le fait de retrouver des contraintes résiduelles de traction plus rapidement en coin, favorise la propagation de la fissure dans cette direction, tandis qu'au milieu du choc, la propagation est à l'inverse toujours ralentie par la présence d'importantes contraintes résiduelles de compression. Cependant, à un plus fort niveau de contrainte appliquée (1 050 MPa), la prédiction de l'évolution de la forme du front de fissure ne souligne pas la présence de propagation en « oreille » comme l'illustre la **Figure D-19**, bien que les champs de contrainte ne soient pas homogènes en coin et au milieu du choc. Néanmoins, la contrainte appliquée étant plus importante, elle permet à la fissure de sortir du champ de contraintes résiduelles plus facilement et rapidement. Il en résulte alors une absence de propagation en oreille, ce que *Doremus* a constaté expérimentalement pour ce chargement. Nous pouvons également relever une faible propagation à la surface libre comme pour le choc à profil en V. Cette faible propagation en surface s'explique par la présence de contraintes résiduelles de compression ralentissant la fissure et ne lui permettant pas de s'en extraire. En ce qui concerne la vitesse de propagation, nous observons un ralentissement également dans les premiers stades, malgré l'arrêt de la simulation pour des valeurs de ΔK assez faibles, du fait de l'activation de l'un des critères d'arrêt (contrainte à rupture atteinte dans le ligament restant) (**Figure D-20**). Nous aurions pu abaisser les contraintes résiduelles initiales, et par conséquent relaxées, arbitrairement pour que la fissure puisse se propager, et ainsi avoir une information pour des valeurs de facteur d'intensité des contraintes plus élevées. Cela montre qu'il est probable que nous surestimons le champ de contraintes résiduelles initiales et/ou que la redistribution au voisinage de la fissure est importante et joue un rôle non négligeable sur sa propagation. Toutefois, nous pouvons supposer un comportement identique au choc à profil en V. Ainsi, la vitesse devrait augmenter jusqu'à atteindre la loi de propagation des fissures longues de l'alliage. Expérimentalement, *Doremus* observe également un ralentissement mais beaucoup moins prononcé que le choc V, conformément aux prédictions de la modélisation proposée.

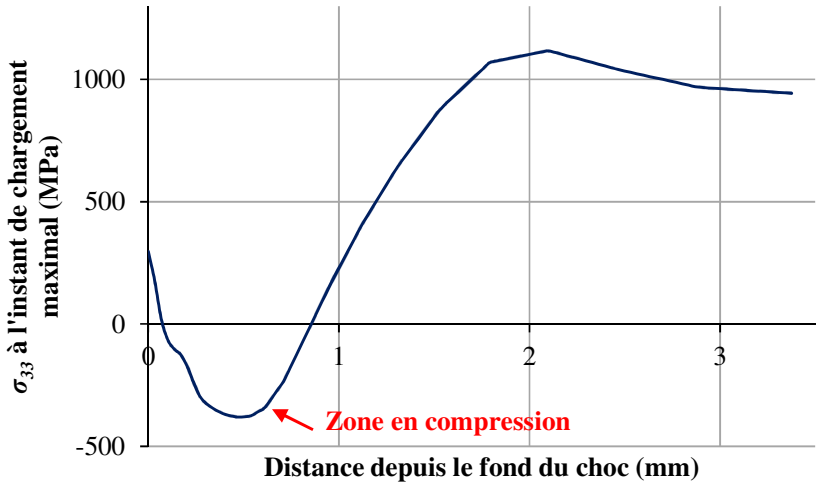


Figure D-18 – Profil de contrainte à l'instant de chargement maximal : 550°C / 1 050 MPa (Inconel 718DA)

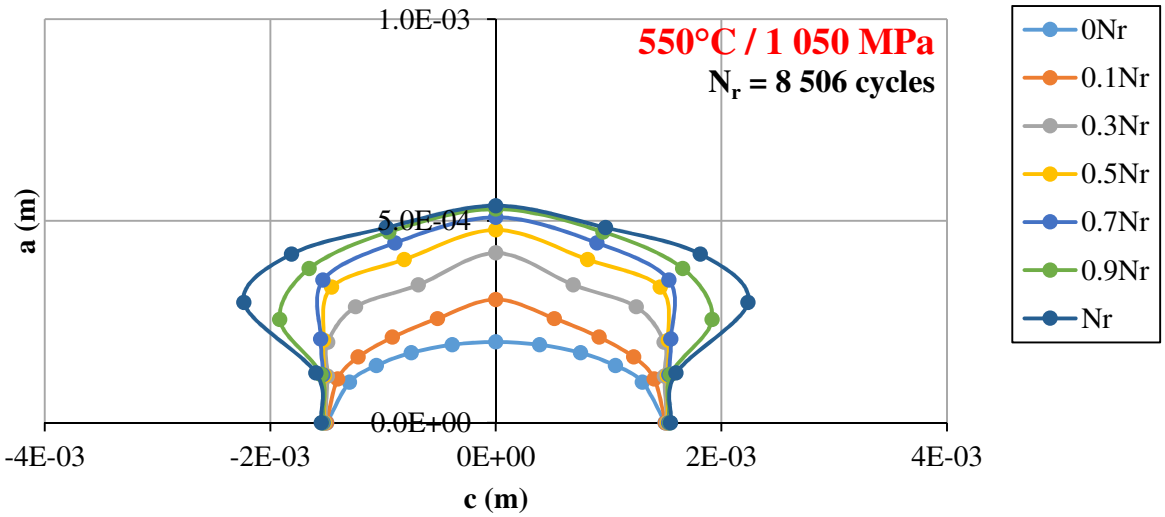


Figure D-19 – Evolution du front de fissure calculée au cours du cyclage : 550°C / 1 050 MPa (Inconel 718DA)

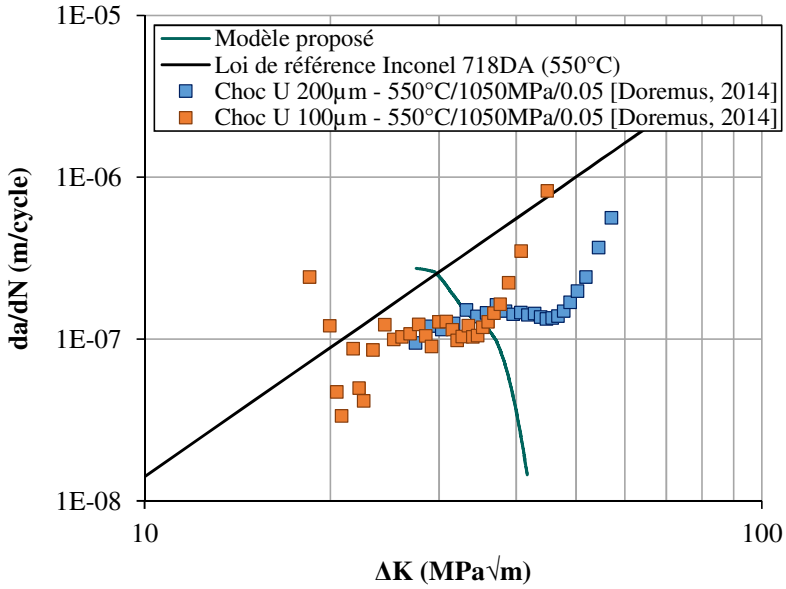


Figure D-20 – Evolution de la vitesse de propagation : 550°C / 1 050 MPa (Inconel 718DA)

Conclusions intermédiaires :

Afin d'évaluer sa robustesse, la modélisation proposée a été appliquée à une autre géométrie de choc. Ces chocs ont un profil en U et ont été testés dans le cadre des travaux de thèse de **Doremus, 2014** *sur l'alliage Inconel 718DA. Après avoir validé le modèle éléments finis (convergence, influence du coefficient de frottement), ce dernier nous a permis de montrer l'influence de la géométrie du choc sur la réponse en contrainte du matériau. Ainsi, le choc à profil en V localise les contraintes résiduelles directement sous la surface, tandis que le choc à profil en U occasionne une zone affectée plus profonde. Pour un choc de 150 µm de profondeur, la zone affectée du choc à profil en U est 3 fois plus grande que celle du choc à profil en V. Ces simulations montrent donc qu'outre le type, la géométrie de l'anomalie de surface a une grande importance. Ainsi, la largeur au fond de l'anomalie constitue un paramètre supplémentaire à mesurer lors des contrôles non destructifs en plus de la profondeur et de la longueur.*

La modélisation numérique de la propagation de fissure n'a pas permis d'évaluer une durée de vie pour la simulation à 800 MPa. En effet, la relaxation des contraintes résiduelles n'est pas très importante et des contraintes de compression existent encore sous l'anomalie. Par conséquent, le champ externe ne parvient pas à surmonter le champ de contraintes résiduelles ce qui stoppe le calcul en propagation. Ceci pointe une nouvelle fois l'importance de la loi de comportement employée dans une telle analyse et de la prise en compte de la redistribution en pointe de fissure.

D.3. Conclusions sur la stratégie de modélisation développée

La modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface de type choc, développée dans le cadre de cette thèse, est divisée en trois grandes étapes : la simulation de l'introduction du choc, qu'il soit à profil en V ou en U, le post-traitement du champ de contraintes résiduelles évalué après relaxation, et l'application de ce champ dans un modèle numérique de propagation de fissures. Cette stratégie est relativement simple de mise en œuvre et d'application. Le modèle éléments finis permettant de simuler l'impact est en outre assez robuste. En effet, nous avons montré que la convergence au sens du maillage a été atteinte et que la solution interpolée aux nœuds semblait être une approximation tout à fait raisonnable par rapport à la solution calculée aux points d'intégration. De plus, les vitesses d'impact expérimentales étant faibles (inférieures à 5 m/s), le choix d'une modélisation quasi-statique est ici tout à fait justifié. Toutefois, sachant qu'aucune comparaison avec un champ de contraintes résiduelles mesuré expérimentalement n'a été conduite dans cette thèse, il est nécessaire d'analyser celui obtenu numériquement avec précaution.

Il est d'autant plus nécessaire de l'analyser avec précaution que nous utilisons ici un modèle classique de plasticité (loi d'écrouissage cinématique non linéaire) que nous appliquons à un cas de forte contrainte hydrostatique, comme en témoigne la **Figure D-21**. Il serait par conséquent intéressant de pouvoir étudier l'influence d'une loi de comportement ayant une dépendance à la contrainte hydrostatique sur la réponse en contrainte, comme par exemple le modèle de Drucker-Prager (**Drucker et al., 1957**). De plus, nous pouvons

constater que les contraintes résiduelles sous le choc sont fortement multiaxiales. Or, nous avons supposé dans notre modélisation que seule la contrainte d'ouverture σ_{33} intervenait. Même si expérimentalement l'influence d'un mode II ou III n'a pas réellement été mise en évidence, il serait plus pertinent d'employer un facteur d'intensité des contraintes équivalent $K_{éq}$ dans notre modèle de propagation. Il existe différentes manières dans la littérature permettant de l'évaluer. Ainsi, pour des cas de chargement élastique en contrainte plane, le facteur d'intensité des contraintes équivalent peut être déterminé à partir des relations établies par **Irwin, 1957**, reliant le taux de restitution d'énergie G et le facteur d'intensité des contraintes K (**Equation (1)**). **Tanaka, 1974** a quant à lui proposé un modèle basé sur les champs de déplacements en pointe de fissure, menant à l'**Equation (2)**. Toutefois, sous l'action d'une sollicitation mixte, il se peut que la fissure bifurque du plan de propagation. Il est donc intéressant de pouvoir prendre en compte cette bifurcation. **Hourlier et Pineau, 1982** ont proposé un critère permettant de définir la direction de propagation de la fissure. Ainsi, cette direction est déterminée comme celle qui maximise la vitesse de propagation après bifurcation. Les facteurs d'intensité des contraintes après bifurcation sont donc calculés en fonction de l'angle de bifurcation θ et à partir des valeurs avant bifurcation. Différentes façons de prendre en compte le chargement multiaxial dans le calcul du facteur d'intensité des contraintes existent donc dans la littérature. Ces modèles ont toutefois été définis de manière empirique. Néanmoins, la prise en compte de cette triaxialité devrait améliorer la compréhension des mécanismes mis en jeu et permettrait également d'être plus fidèle à la réalité.

$$K_{éq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2 + (1+\nu)K_{III}^2} \quad (1)$$

$$K_{éq} = \left[K_I^4 + 8K_{II}^4 + \frac{8K_{III}^4}{\nu} \right]^{1/4} \quad (2)$$

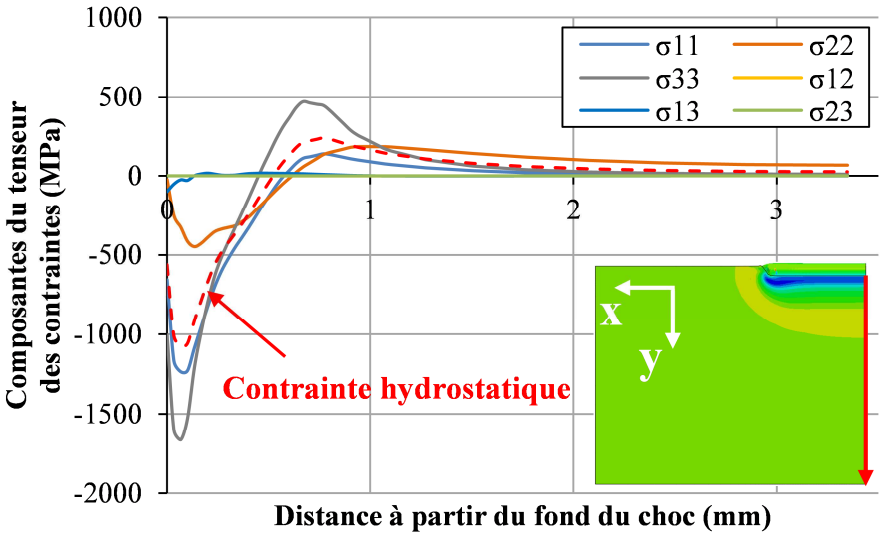


Figure D-21 – Profils des composantes du tenseur des contraintes depuis le milieu du choc à profil en V de 150 µm de profondeur

Néanmoins, le modèle numérique proposé a permis de retrouver qualitativement certains des résultats observés expérimentalement, et par conséquent de confirmer nos hypothèses quant aux différents effets des contraintes résiduelles sur la propagation de

fissures à partir d'anomalies de surface. Une bonne concordance entre l'évolution des fronts de fissure simulée et celle observée expérimentalement a notamment été constaté pour les chocs à profil en V. Nous avons également pu expliquer la présence, et l'absence, de propagation en oreille pour les chocs à profil en U dans l'Inconel 718DA. Enfin, nous avons confirmé que le ralentissement de la propagation observé expérimentalement était bien le fruit des contraintes résiduelles de compression, situées directement sous l'impact. De plus, l'influence de la géométrie de l'outil impactant sur la réponse du matériau en contrainte a été évaluée. Ainsi, la profondeur du choc influe sur l'amplitude des contraintes résiduelles obtenues, tandis que la géométrie joue sur la profondeur de la zone affectée. En outre, nous avons constaté que les chocs à profil en V ont tendance à localiser les contraintes résiduelles juste sous la surface, tandis que les chocs à profil en U affectent une profondeur beaucoup plus importante (environ trois fois plus grande pour un choc de 150 µm de profondeur).

Toutefois, au fil de l'analyse des résultats, nous avons relevé plusieurs points d'amélioration possibles. La loi de comportement utilisée constitue le point central de la modélisation car c'est sur elle que repose tous les résultats obtenus. Ainsi, pour le superalliage René 65, nous avons mis en évidence une relaxation importante du champ de contraintes résiduelles initial pour un nombre de cycles assez faible. Ceci a conduit à la relaxation quasi-totale du champ de contraintes résiduelles lorsque la contrainte appliquée était importante (1 000 MPa), ne permettant pas d'effectuer le calcul de durée de vie. A l'inverse, pour l'Inconel 718DA, la relaxation n'est pas très importante. En effet, pour une faible contrainte appliquée la relaxation est peu importante, malgré un nombre de cycles conséquent. Après simulation de la relaxation mécanique, des contraintes résiduelles de compression subsistent toujours sous l'impact, engendrant un facteur d'intensité des contraintes maximal inférieur à zéro et conduisant à l'arrêt du calcul, étant donné que nous ne prenons pas en compte la redistribution des contraintes. La loi de comportement est donc un élément crucial du modèle numérique. Il est par conséquent nécessaire de choisir des lois de comportement fiables et robustes et de les identifier par des essais appropriés. L'application de lois à multiples écrouissages cinématiques non linéaires, associées à une contrainte d'activation seuil, peut constituer une piste d'amélioration possible, car elles ont montré leur intérêt dans des études précédentes et pour des anomalies de surface EDM (**Chaboche, 1991**, **Jung et al., 1997**). Le taux de triaxialité étant important sous l'anomalie de type choc, des lois de plasticité ayant une dépendance à la contrainte hydrostatique pourraient également être envisagées (**Drucker et al., 1957**), comme nous l'avons évoqué précédemment.

Nous avons souvent relevé une faible propagation de fissure à la surface libre. La présence d'importantes contraintes résiduelles de compression dans ces zones semblent être à l'origine du phénomène. Il en résulte alors une difficulté pour la fissure de s'en extraire et donc de pouvoir se propager normalement. La plasticité importante en coin du choc associée à l'état de contraintes planes peut également occasionner une augmentation de la fermeture de fissure et par conséquent ralentir la propagation à la surface. Nous pouvons donc nous demander si la correction d'*Elber* utilisée, identifiée sur des éprouvettes CT sans contraintes résiduelles et pour une sollicitation uniaxiale, est suffisante pour décrire les phénomènes de fermeture dans un champ de contraintes résiduelles fortement multiaxial.

Nous pouvons également remettre en question la stratégie de modélisation, et notamment la transition entre les approches « contrainte en chaque point » et « interpolation ». En effet, comme nous l'avons constaté sur les courbes de fissuration simulées, la transition entre les deux approches n'est pas progressive mais instantanée, ce qui provoque un saut pouvant altérer la qualité de la prédiction et ne représentant pas la physique. De plus, le choix de se recaler sur les durées de vie est totalement arbitraire. Malgré cela, l'évolution de la vitesse de propagation est tout de même retrouvée, même si le ralentissement est souvent plus important que celui observé expérimentalement. Il serait peut être intéressant d'évaluer les effets de redistribution des contraintes résiduelles le long du front de fissure, qui pourrait aider à une meilleure prédiction.

Finalement, comment être plus prédictif sur le calcul de durée de vie en fatigue, des anomalies de surface de type choc ? Tout d'abord, il est indispensable de vérifier la validité du premier maillon de la chaine de modélisation. En effet, le calcul en propagation repose sur l'évaluation du champ de contraintes résiduelles initial (puis relaxé) obtenu après l'impact d'un outil sur notre matériau. Il est donc indispensable de pouvoir avoir une mesure expérimentale qui nous permettrait de recaler le champ calculé numériquement, et ainsi d'être plus prédictif sur la durée de vie calculée. Parmi, les moyens expérimentaux envisagés, la diffraction des rayons X synchrotron parait constituer une bonne solution. Elle est d'ailleurs de plus en plus utilisée dans la littérature afin de mesurer le champ de contraintes résiduelles après l'impact d'un FOD (**Frankel et al., 2012**, **Zabeen et al., 2013**) et même d'une rayure (**Khan et al., 2011**). L'avantage de cette technique réside dans le fait qu'elle ne nécessite pas de préparation particulière de l'éprouvette. En effet, le rayonnement est tel qu'il n'est pas nécessaire de couper l'éprouvette ou de la polir pour atteindre les contraintes résiduelles situées sous la surface de l'échantillon. Le rayonnement synchrotron constitue donc une technique expérimentale permettant d'étudier un état de contrainte 3D du matériau dans son volume et de manière non destructive.

Il sera également nécessaire dans un second temps de supprimer les approximations liées au passage entre les approches « contrainte en chaque point » et « interpolation ». La solution la plus efficace serait de modéliser la propagation de fissure directement dans le modèle numérique éléments finis par des techniques de remaillage, utilisées par **Lin et al., 2014**, ou par l'utilisation de la méthode des éléments finis étendus X-FEM employé par exemple par **Feulvarch et al., 2013**. Ces derniers ont utilisé cette technique afin de simuler la propagation d'une fissure dans un champ de contraintes résiduelles induit par une trempe. Après avoir simulé numériquement le traitement thermique, les auteurs ont utilisé la technique X-FEM afin de prédire le chemin de fissuration dans une éprouvette en deux dimensions, en supposant que la fissure n'occasionnait pas de plasticité supplémentaire lors de sa propagation. Ainsi, à chaque incrément, le champ de contraintes en tout point du front de fissure est évalué, puis les facteurs d'intensité des contraintes K_I et K_{II} sont calculés. L'angle de désorientation de la fissure est alors déterminé par des approches empiriques permettant de laisser la propagation de la fissure libre, tout en restant dépendant aux valeurs de contraintes rencontrées. Ils ont ainsi obtenu une bonne concordance entre le chemin de propagation expérimental et celui simulé, comme en témoigne la **Figure D-22**. L'utilisation

d'une telle technique semble applicable à notre problème et pourrait constituer une solution intéressante afin d'améliorer la prédiction.

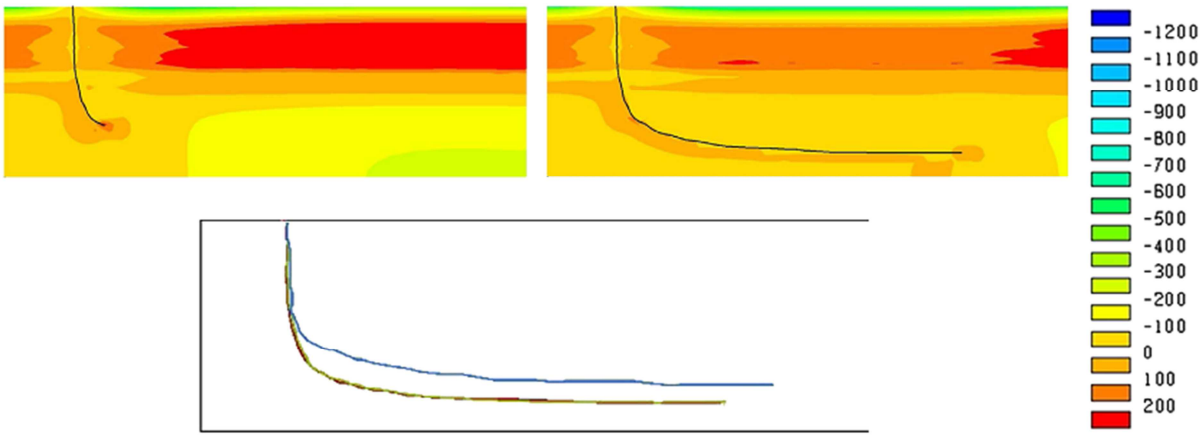


Figure D-22 – (a,b) Evolution du chemin de fissuration dans le champ de contraintes σ_{xx} à différents instants et (c) comparaison entre les chemin de fissuration expérimental (en bleu) et numérique (vert et rouge) (Feulvarch et al., 2013)

Enfin quelles perspectives apporter à la modélisation ? Tout d'abord, l'évaluation d'autres types de chargement paraît primordiale dans le but de se rapprocher au plus près des conditions réelles de sollicitations vues par le moteur (fatigue-temps de maintien, cyclage thermomécanique, déformation imposée). En effet, il ne faut perdre de vue que l'objectif final est de proposer un outil de modélisation de la propagation de fissure à partir d'anomalies de surface, applicable à l'échelle du disque de turbine. Il est donc nécessaire d'évaluer et de réaliser autant d'étapes intermédiaires que possible, qu'elles soient d'ordre expérimentales ou numériques afin de s'approcher des conditions réelles. Le temps imparti à cette étude n'a pas permis de conduire à la réalisation d'essais de fatigue avec temps de maintien. Pourtant, la propagation de fissures à partir de rayures et de chocs est peu étudiée pour ce type de chargement. La relaxation des contraintes résiduelles sera dans ce cas plus importante et pourra de ce fait modifier les différents comportements que nous avons observés sous un chargement de fatigue pure. Une campagne expérimentale devra donc être effectuée afin d'évaluer chacun de ces paramètres, dans le but d'étoffer la modélisation numérique sur éprouvette, avant d'envisager le passage de ce même modèle à l'échelle du disque. Cette transition pourra se faire soit en appliquant directement un modèle numérique représentant le disque en 3D, à l'instar de **Krutiy, 2009** qui a modélisé la propagation de fissure dans un bord d'attaque en trois dimensions à l'aide de la technique de remaillage du front de fissure. Cette approche, ou bien même l'utilisation de la méthode des éléments finis étendus (X-FEM), semble être la plus précise. La seconde solution consisterait donc à étudier d'autres géométries d'éprouvette, contenant des gradients de contraintes initiaux plus proches de ceux rencontrés sur les disques de turbine (bride, alvéole). La transition entre les deux échelles serait donc facilitée, tout en conservant une précision du calcul raisonnable, pour un temps de calcul bien inférieur à la première solution.

Enfin, cette modélisation pourrait être utilisée dans une approche probabiliste et permettrait ainsi de faire progresser la quantification à faire lors des contrôles non destructifs et valider les paramètres d'ordre un à mesurer. Les contrôles non destructifs effectués sur les

pièces de la flotte moteur évaluent le type, la profondeur et la longueur de chaque anomalie. Toutefois, nous avons montré que la largeur au fond de l'anomalie est toute aussi importante. Il existe par conséquent une distribution de profondeur, de longueur et de largeur au fond de l'anomalie. L'application de ces distributions dans notre modélisation numérique, avec les limites énoncées précédemment, permettrait ainsi d'évaluer une distribution de durées de vie et de déterminer le ou les paramètres qui sont vraiment à mesurer, si le modèle est validé.

Bibliographie

Chaboche, J.-L., 1991. On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects. Int. J. Plast. 7, 661–678.

Courtin, S., 2004. Propagation de fissures de fatigue dans une géométrie de gorge de vilebrequin en présence de contraintes résiduelles de galetage. Mémoire de thèse, 2004, ISAE-ENSMA.

Doremus, L., 2014. Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. Mémoire de thèse, 2014, ISAE-ENSMA.

Doremus, L., Cormier, J., Villechaise, P., Henaff, G., Nadot, Y., Pierret, S., 2015. Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy. Mater. Sci. Eng. A 644, 234–246.

Drucker, D.C., Gibson, R.E., Henkel, D.J., 1957. Soil Mechanics and Work-Hardening Theories of Plasticity. Trans. Am. Soc. Civ. Eng. 122, 338–346.

Feulvarch, E., Fontaine, M., Bergheau, J.-M., 2013. XFEM investigation of a crack path in residual stresses resulting from quenching. Finite Elem. Anal. Des. 75, 62–70.

Frankel, P.G., Withers, P.J., Preuss, M., Wang, H.-T., Tong, J., Rugg, D., 2012. Residual stress fields after FOD impact on flat and aerofoil-shaped leading edges. Mech. Mater. 55, 130–145.

Hourlier, F., Pineau, A., 1982. Propagation of fatigue cracks under polymodal loading. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 5, 287–302.

Irwin, G.R., 1957. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. J Appl Mech.

Jung, O., Chaboche, J.-L., Ousset, Y., Roudolff, F., 1997. A 3D Fatigue Crack Growth Simulation Based on Free Front Shape Development that Takes Account of Overloading Effects. In: ICBMFF5.

Khan, M.K., Fitzpatrick, M.E., Hainsworth, S.V., Evans, A.D., Edwards, L., 2011. Application of synchrotron X-ray diffraction and nanoindentation for the determination of residual stress fields around scratches. Acta Mater. 59, 7508–7520.

Krutiy, V., 2009. Sub-modeling of thermal mechanical fatigue crack propagation. Doctoral dissertation, 2009, Rensselaer Polytechnic Institute.

Lin, B., Lupton, C., Spanrad, S., Schofield, J., Tong, J., 2014. Fatigue crack growth in laser-shock-peened Ti–6Al–4V aerofoil specimens due to foreign object damage. Int. J. Fatigue 59, 23–33.

Newman, J.C., Raju, I.S., 1981. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Eng. Fract. Mech. 15, 185–192.

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.

Tanaka, K., 1974. Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. Eng. Fract. Mech. 6, 493–507.

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. Mater. Sci. Eng. A 560, 518–527.

Zabeen, S., Preuss, M., Withers, P.J., 2015. Evolution of a laser shock peened residual stress field locally with foreign object damage and subsequent fatigue crack growth. Acta Mater. 83, 216–226.

Conclusions et perspectives

Conclusions et perspectives

Cette étude est inscrite dans un programme de certification en tolérance au dommage des pièces tournantes que sont les disques de turbine. C'est pourquoi l'étude a été réalisée sur le superalliage à base nickel René 65, qui sera notamment employé dans le nouveau moteur CFM International, LEAP. Elle avait pour but d'évaluer la nocivité des anomalies de surface de type maintenance sur la durée de vie en fatigue. Nous voulions notamment répondre à la question de l'influence du type, de la profondeur et de la morphologie des anomalies de surface sur la tenue en fatigue du matériau. Ainsi, deux types d'anomalies représentatives de celles observées en flotte ont été définis. Il s'agit des rayures et des chocs. Dans le but de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles, les anomalies de surface de type rayure et choc ont été conçues de manière à ce qu'elles aient un profil géométrique identique mais un mode de fabrication différent. L'intérêt scientifique résidait, dans un premier temps, dans la compréhension des mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures à partir de ces anomalies possédant un état initial (microstructure, contraintes résiduelles) différent. Nous voulions ainsi mettre en lumière l'influence des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures. Dans un second temps, l'objectif était de proposer une modélisation de la propagation de fissure plus appropriée pour ce type d'anomalie initial. En effet, les modélisations actuelles de la propagation de fissure à partir des rayures et des chocs ne prenant pas en compte tous les phénomènes mécaniques mis en jeu, en particulier l'action des contraintes résiduelles, sont trop conservatives et ne permettent pas, par définition, de retrouver les résultats expérimentaux observés.

Afin d'atteindre ces objectifs, nous avons utilisé différents outils expérimentaux et une chaîne de calcul numérique. Une campagne expérimentale a ainsi été menée dans le but d'évaluer le comportement en fatigue de ces différentes anomalies de surface. Des essais de fissuration ont donc été effectués sur des éprouvettes à section rectangulaire contenant soit des rayures, soit des chocs. Les conditions de sollicitation ont été choisies dans le but de couvrir l'ensemble du domaine de chargement thermomécanique vu par le moteur. Afin d'avoir une information quantitative sur la profondeur de fissure au cours du cyclage, la technique du suivi de la différence de potentiel a été utilisée. Des améliorations ont notamment été apportées afin de mieux détecter l'amorçage (diminution de la distance des fils au bord de l'anomalie) et d'avoir une information relative à la morphologie du front de fissure (méthode 3 points). Après avoir établi une stratégie d'identification de la courbe de calibration numérique, et à l'aide de comparaisons issues de marquages thermiques, il a été montré que l'utilisation de cette technique de suivi de fissuration était fiable et robuste. Toutefois, des améliorations sont nécessaires. En effet, nous avons mis en évidence l'importance de la plasticité sur la mesure de la différence de potentiel. Cette plasticité n'est pour l'heure pas prise en compte directement dans la stratégie numérique de calibration. Cette prise en compte paraît nécessaire dans le but d'obtenir une courbe de calibration plus précise. Cette étape est d'autant plus importante que la courbe de calibration constitue la base de l'analyse des résultats expérimentaux et qu'elle doit permettre de répondre aux questions scientifiques avec précision et rigueur.

L'analyse des résultats expérimentaux a montré l'amorçage très rapide de fissures à partir de rayures et de chocs. De manière générale, la part d'amorçage sur la durée de vie totale de l'éprouvette reste inférieure à 20%, à l'exception notable des rayures évaluées à 400°C et pour une contrainte maximale de 700 MPa. En effet, pour cette condition de sollicitation, la quasi-totalité des rayures n'a pas présenté d'amorçage au sens du potentiel. Pourtant, après découpe transversale et observation au microscope électronique à balayage, nous avons constaté la présence de fissures allant de 5 µm à 30 µm de profondeur au fond de ces rayures. Au regard de la concentration de contraintes liée à la géométrie de l'anomalie, l'amorçage d'une fissure est cohérent. En effet, à l'aide d'un calcul éléments finis élastique nous avons montré que le coefficient de concentration de contraintes K_t est de 9 et que le champ mécanique était affecté jusqu'à une distance d'environ 300 µm sous la rayure. Cependant, la présence d'un champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie ralentit et bloque la propagation de cette fissure. Ce constat a été confirmé par les essais effectués après la réalisation d'un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles. En effet, nous avons constaté que toutes les rayures traitées thermiquement ont mené à la rupture de l'éprouvette. Il existe par conséquent une compétition entre la surcontrainte générée par la géométrie et le champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie de type rayure, pour cette condition de chargement.

En outre, l'exploitation des mesures électriques de la différence de potentiel a montré que la vitesse de propagation des fissures, s'amorçant à partir de rayures ou de chocs, était fortement ralentie dans les premiers stades de la propagation, et que la durée de vie en fatigue d'éprouvettes contenant de telles anomalies était principalement consommée dans cette partie. Afin de mettre en évidence un effet des contraintes résiduelles, un traitement thermique de relaxation a été utilisé. Son utilisation a révélé que le champ mécanique hétérogène créé lors de la fabrication de l'anomalie était la source physique du ralentissement observé. Ainsi, les rayures qui ne présentaient pas d'amorçage au sens du potentiel en présence de contraintes résiduelles, ont toutes menées à rupture après relaxation (sans contraintes résiduelles). De plus, nous avons montré que les chocs et les rayures sans contraintes résiduelles se comportaient d'une façon similaire aux fissures longue de l'alliage. Les résultats ont également montré l'influence de ce champ sur la forme du front de fissure. En effet, nous avons observé qu'en présence de contraintes résiduelles, les fissures s'amorçant au fond des rayures avaient tendance à propager en profondeur, au milieu de l'anomalie, mais très peu en surface. Cette morphologie complexe du front de fissure est expliquée par l'hétérogénéité du champ de contraintes résiduelles liée à la vitesse d'usinage. Nous avons montré qu'une fois les contraintes résiduelles relaxées, la propagation de fissure à partir des rayures était de forme semi-elliptique. Par ce résultat, nous avons mis en lumière que la vitesse d'usinage de la rayure était un paramètre important, au même titre que la profondeur, pouvant jouer un rôle sur le comportement en propagation.

Cette campagne expérimentale nous a montré que, globalement, la phase de propagation est dominante et que la phase d'amorçage pouvait être négligée de manière générale pour les anomalies de type rayure et choc. Cependant, cette part d'amorçage pourrait ne plus être négligeable pour des anomalies de plus faible profondeur, pour d'autres

conditions de sollicitation ou bien pour des anomalies plus douces. En outre, les essais réalisés dans cette étude ont montré l'importance du champ de contraintes résiduelles sur la vitesse de propagation des fissures. De plus, la certification des moteurs se faisant en tolérance au dommage, nous voulons tendre vers un outil de calcul numérique simple mais prenant en compte les principaux éléments pertinents d'un point de vue physique. C'est pourquoi une modélisation prenant en compte les contraintes résiduelles a été proposée. Ainsi, nous avons proposé une stratégie de modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de surface de type choc, divisée en 3 étapes : (i) la simulation de l'introduction d'une anomalie de surface de type choc afin d'obtenir le champ de contraintes résiduelles autour de cette dernière, (ii) l'évaluation de la relaxation des contraintes résiduelles due au chargement mécanique et (iii) l'application de ce champ mécanique dans un modèle numérique qui calcule le facteur d'intensité des contraintes le long du front de fissure. L'évaluation de la relaxation mécanique est primordiale et elle ne doit pas être négligée. Les approches considérant le champ initial commettent une grande erreur. La connaissance de la contrainte en tous points du front de fissure est nécessaire en entrée de la modélisation. Nous avions envisagé dans un premier temps, interpoler la globalité du champ mécanique dans le plan de propagation par une somme de monômes. Toutefois, nous avons constaté que l'interpolation ne permettait pas de retrouver l'évolution de la contrainte, et notamment le passage par un minimum de compression puis par un maximum de traction. Nous avions envisagé dans un second temps utiliser la contrainte en chacun des nœuds du maillage. Toutefois, cette approche n'a pas été possible du fait d'une déformation importante du maillage en coin créant alors des artefacts numériques ne permettant pas d'effectuer correctement le calcul en propagation. C'est pourquoi nous avons utilisé une combinaison de ces deux approches. Ainsi, le champ mécanique est déterminé à une échelle « locale » (connaissance de la contrainte aux nœuds du maillage) jusqu'à une certaine profondeur puis à une échelle « globale » (interpolation du champ mécanique par une somme de monômes). La profondeur de transition entre les deux approches est déterminée de manière arbitraire afin que les durées de vie expérimentales soient retrouvées. Le critère choisi devra être amélioré.

La chaîne de modélisation développée dans cette étude a été employée dans le but de comprendre et d'expliquer les résultats observés expérimentalement, et par conséquent de répondre aux questions que nous nous sommes posées. Le modèle numérique a ainsi permis de retrouver les résultats observés pour l'anomalie de type choc à profil en V, que ce soit en termes d'évolution de la forme du front de fissure ou de vitesse de propagation. Le modèle a ensuite été appliqué pour une autre géométrie de choc, à profil en U, et pour un autre matériau. Son application a notamment permis de confirmer les hypothèses émises par *Doremus*. Ainsi, la propagation en oreille est expliquée par l'hétérogénéité dans le plan du champ de contraintes résiduelles sous le choc. Cette prédiction n'est pour l'heure que qualitative. Afin d'être plus prédictif, une évaluation expérimentale du champ de contraintes résiduelles, ou numérique par des méthodes inverses, est nécessaire dans le but d'identifier le champ de contraintes résiduelles initiales de manière plus précise. Cela constitue la perspective la plus importante de l'étude. Expérimentalement, la méthode de la diffraction des rayons X synchrotron semble constituer une bonne solution. En effet, elle a récemment été éprouvée dans la littérature pour d'autres types de choc (FOD) et également pour des rayures,

avec de bons résultats. Numériquement, l'évaluation du champ de contraintes résiduelles pourra se faire de manière inverse. Le principe consiste à déterminer le champ de contraintes résiduelles sous l'anomalie de surface qui est responsable du ralentissement de la vitesse de propagation observé. Ainsi, nous aurons un champ mécanique qui ne correspond pas directement au comportement physique du matériau mais qui le représente bien vis-à-vis des durées de vie et des vitesses de propagation constatées. Nous pouvons également imaginer évaluer le champ de contraintes résiduelles à l'aide de cartographies de nanoindentation. En simulant des indentations instrumentées dans un champ précontraint par la méthode des éléments finis et en comparant la réponse de mise en charge-décharge avec une mesure expérimentale, il est ainsi possible d'évaluer le champ de contraintes résiduelles sous une anomalie de surface par une calibration numérique. Concernant les anomalies de surface de type rayures, aucune modélisation de la propagation de fissures n'a été proposée dans cette étude. En effet, nécessitant des connaissances dans le domaine de la simulation numérique d'usinage par enlèvement de matière, nous n'avons pas abordé la modélisation de ces anomalies. S'il s'avère que la modélisation par éléments finis de ces anomalies est trop complexe nous pouvons imaginer approximer le champ mécanique par ces méthodes inverses, en première approche. Mais la connaissance de certains spécialistes dans le domaine sera nécessaire.

Afin d'avoir des prédictions de qualité, il est donc nécessaire d'approximer le champ mécanique relaxé, qui comporte de forts gradients, avec la plus grande précision. Par conséquent, il sera également nécessaire dans un second temps de supprimer les approximations liées au passage entre les approches « contrainte en chaque point » et « interpolation ». En effet, le choix de la durée de vie comme variable de transition entre les deux approches est assez subjectif. La solution la plus pertinente serait de développer une chaîne numérique par éléments finis complète afin de modéliser la propagation de fissures. Elle pourra se faire par des techniques de remaillage ou par la méthode des éléments finis étendus X-FEM. De plus, nous avons eu des difficultés à obtenir un champ de contraintes « propre » en coin du choc. Ceci est dû à des problèmes numériques et notamment à des superpositions de mailles qui génèrent des artefacts numériques sur la contrainte calculée. C'est pourquoi il est nécessaire en premier lieu de bien travailler sur ces aspects, en arrondissant le bout de l'outil impactant par exemple, ou bien en post-traitant plus finement les quelques éléments finis posant problème. En outre, la modélisation de la propagation de fissures dans le modèle éléments finis permettra d'évaluer les phénomènes de redistribution, mais également de prendre en compte la triaxialité du champ de contraintes résiduelles au voisinage de la fissure.

Enfin, il ne faut pas perdre de vue que la modélisation proposée se doit d'être efficace à l'échelle du disque de turbine. Or, les essais effectués dans cette étude semblent peu représentatifs en termes de chargement thermomécanique. En effet, des essais avec temps de maintien, avec des chargements thermomécaniques plus complexes, en déformation imposée, ainsi que sur des matériaux vieillis sont nécessaires, et peuvent être réalisés en laboratoire. Dans un premier temps, il serait intéressant d'étudier le comportement des anomalies de surface sous ces différents types de chargement, et notamment évaluer le comportement du champ mécanique hétérogène créé sous ces dernières, dans le but de se rapprocher des

conditions réelles subies par les pièces en service. Il est d'ailleurs très probable qu'un comportement tout à fait différent soit observé. Dans le cadre de cette thèse, nous avons réalisé un essai de propagation à 700°C et pour une contrainte maximale appliquée de 700 MPa, à partir d'une anomalie de type choc dans un matériau vieilli pendant 500 heures à 800°C. Cette durée et cette température ont été déterminées grâce aux travaux de thèse d'*Aude Laurence* qui montre que des phases parasites fragiles (TCP), pouvant modifier le comportement en fluage et en fatigue de l'alliage, apparaissent pour cette gamme de vieillissement. Cependant, les résultats n'ont montré aucune différence que ce soit en termes de durées de vie ou de vitesse de propagation. Il est cependant très probable qu'en fatigue-temps de maintien des différences interviennent. Nous pouvons également imaginer concevoir des éprouvettes autour d'anomalies de surface naturelles observées sur des moteurs en fin de vie.

Lors de cette étude, nous avons également participé au programme EROMDAT (EASA) qui avait pour but d'évaluer la nocivité des anomalies de surface de type choc et rayure, à géométrie plus douce, dans des superalliages à base nickel. La chaîne de modélisation proposée semble tout à fait valable pour les anomalies de type choc du programme, bien que les vitesses d'impact soient différentes. La vitesse d'impact étant relativement faible, environ 30 m/s, une modélisation quasi-statique pourrait être envisagée. Ainsi, seule la géométrie de l'impacteur devra être modifiée. Néanmoins, il convient dans un premier temps d'analyser les résultats expérimentaux avec une plus grande précision. En effet, la géométrie des anomalies de surface étant plus douce, il se peut que la phase d'amorçage ne soit plus négligeable, auquel cas la modélisation proposée ne sera pas valable. Des critères d'amorçage seraient alors peut-être plus pertinents.

Nous pouvons également imaginer coupler cette modélisation déterministe à une approche probabiliste. En effet, suite aux observations faites sur la flotte moteur, nous pouvons constater la présence d'une population d'anomalies de surface de différentes profondeurs, longueurs et morphologies. Ainsi, la stratégie de modélisation développée n'aurait pas pour objectif d'évaluer le champ mécanique autour de l'anomalie de manière précise mais de bien le représenter en termes de durées de vie. Grâce à un calcul analytique, il serait possible d'en déduire une distribution de durées de vie. Cette démarche pourrait être également intéressante du point de vue de l'avionneur. Tout ceci permettra à termes d'enrichir la compréhension de la propagation de fissure à partir de ces anomalies, et d'affiner la modélisation numérique.

Nous avons également mis en évidence par le biais de la modélisation proposée l'importance de la géométrie des anomalies de surface pour un mode de fabrication identique. En effet, nous avons montré que les profils de contraintes résiduelles calculés étaient différents entre les chocs à profil en V et à profil en U. Or, nous savons désormais que le champ mécanique hétérogène sous les anomalies de surface est le paramètre physique d'ordre un contrôlant la durée de vie. Ainsi, si la profondeur et la longueur des anomalies sont des paramètres d'ores et déjà mesurés lors des contrôles non destructifs, la largeur au fond de l'anomalie constitue un nouveau paramètre qu'il sera nécessaire d'évaluer lors de ces contrôles.

Annexes

Annexes

ANNEXE A : ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE..... 236

ANNEXE B : FORMULAIRE DU FACTEUR D'INTENSITE DES CONTRAINTES 244

ANNEXE C : SIMULATION NUMERIQUE DU CHOC 245

Annexe A : essais de fatigue oligocyclique

Les essais de fatigue oligocyclique présentés dans cette annexe ont été réalisés par Snecma. Toutefois, l'identification de la loi de comportement a été effectuée dans le cadre de cette thèse. Cette annexe est divisée en trois parties :

- Présentation de la procédure expérimentale ;
- Présentation des résultats ;
- Identification de la loi de comportement.

A.1. Procédure expérimentale

Les essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques dont le plan est décrit en **Figure A-1**. La longueur utile est de 13 mm pour un diamètre de 4,37 mm. Un polissage mécanique, jusqu'au micron, est effectué sur la partie utile de l'éprouvette.

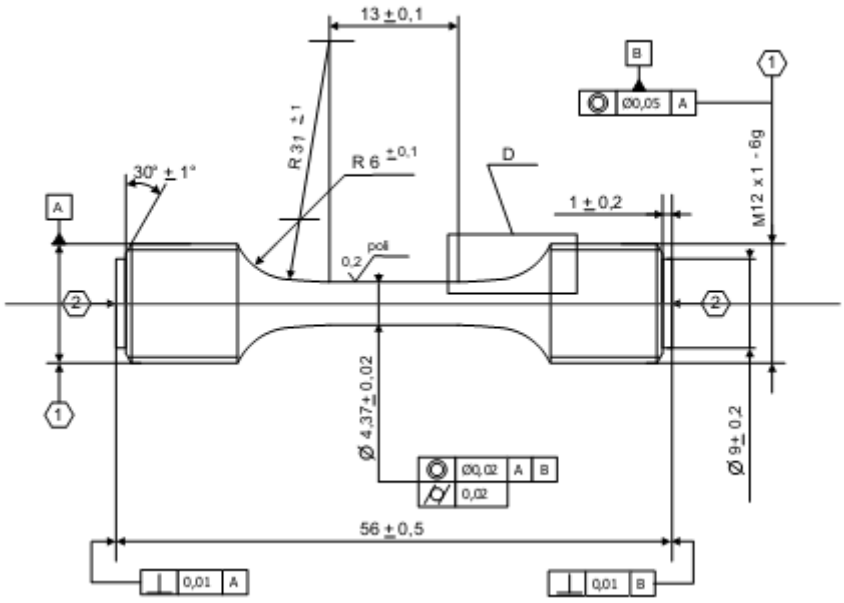


Figure A-1 – Plan de l'éprouvette de fatigue oligocylique utilisée dans cette étude

L'ensemble des essais a été conduit en déformation imposée, suivant un signal triangulaire, à trois vitesses de déformation différentes : 10^{-3} s^{-1}, 10^{-4} s^{-1} et 10^{-5} s^{-1}. L'effet de la contrainte moyenne a été étudié grâce à des essais effectués à $R_\varepsilon = 0$. Une série d'essais à $R_\varepsilon = -1$ a également été réalisée dans le but de caractériser l'écrouissage cinématique du René 65. Enfin, l'influence de la température a été évaluée par le biais d'essais réalisés à 400°C et à 700°C.

Comme l'illustre la **Figure A-2**, la méthode par palier a été employée afin de réaliser ces essais de comportement. Dans le but de vérifier la bonne tenue de l'extensomètre et le bon déroulement de l'essai, le module d'*Young* est vérifié au début et à la fin de chaque essai mais également entre chaque palier. La variation moyenne est d'environ 1,1% avec une variation

maximale de 3,7%. Cette faible variation au cours de l'essai nous permet d'avoir confiance quant au bon déroulement de l'essai, et par conséquent quant aux données acquises.

Les essais de fatigue oligocyclique par palier sont donc décomposés comme suit :

- Mesure du module d'Young ;
- 250 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-3}$ s^{-1} ; 100 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-4}$ s^{-1} ; 25 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-5}$ s^{-1} à ε_{max} 1
- Mesure du module d'Young
- 250 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-3}$ s^{-1} ; 100 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-4}$ s^{-1} ; 25 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-5}$ s^{-1} à ε_{max} 2
- Mesure du module d'Young
- 250 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-3}$ s^{-1} ; 100 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-4}$ s^{-1} ; 25 cycles, $d\varepsilon/dt=10^{-5}$ s^{-1} à ε_{max} 3
- Mesure du module d'Young

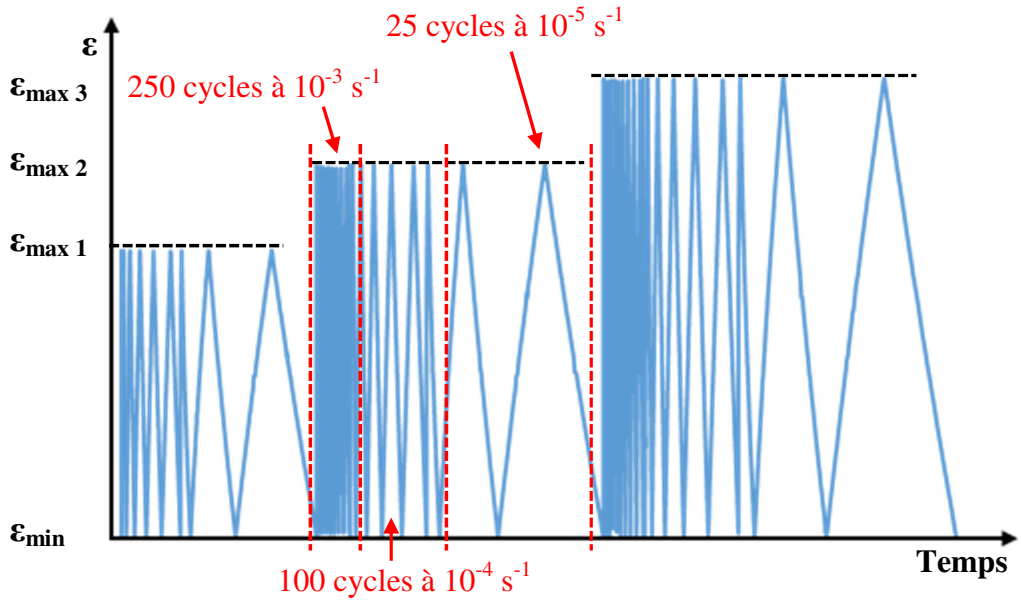


Figure A-2 – Déformation totale imposée au cours d'un essai à R = 0

A.2. Résultats des essais de fatigue oligocyclique

Les résultats complets de cette campagne d'essais sont présentés dans les **Tableau A-1** et **Tableau A-2**. Sont résumés dans ces tableaux : les amplitudes des boucles stabilisées, le nombre de cycles réalisés avant d'atteindre la stabilisation ainsi que le nombre de cycles à rupture, le cas échéant.

Si l'on se concentre sur une seule vitesse de déformation, en l'occurrence 10^{-3} s^{-1}, nous constatons très peu d'écrouissage isotrope à 400°C. En effet, les boucles contrainte-déformation se stabilisent très rapidement (N < 30 cycles). Durant ce laps de temps, il est constaté un durcissement cyclique du matériau (**Figure A-3**). Pour des chargements non symétriques à R_ε = 0, nous avons observé une adaptation élastique pour des niveaux de déformation inférieurs à 1,3%, comme le montre la **Figure A-4**. La modélisation de l'écrouissage isotrope pour cette température ne semble donc pas pertinente.

A 700°C, et pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}, nous pouvons observer la présence d'un adoucissement cyclique relativement important à R_ε = -1. Les boucles

contrainte-déformation ne semblent pas réellement se stabiliser après 200 cycles, comme l'illustre la **Figure A-5**. De plus, la rupture de l'éprouvette est très rapide et pour des niveaux de déformation peu importants (ε_{max} = 0,6% et 0,8%). Pour des cas de chargement non symétrique, nous observons une adaptation élastique jusqu'à des niveaux de déformation de 0,8%. Afin de simplifier l'identification, nous avons fait le choix de ne modéliser que l'écrouissage cinématique. Il serait intéressant en perspective de modéliser également l'écrouissage isotrope, puisque celui-ci semble important, et d'évaluer les effets visqueux pour cette température.

N° éprouvette	R_ε	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	ε_{max} (%)	N_{stab}	N_r	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	$\Delta\varepsilon_p/2$ (%)	σ_{moy} (MPa)
LCF1	-1	10^{-3}	0,6	5	-	1082	0,075	-3
		10^{-4}		1	-	1081	0,073	4
		10^{-5}		1	-	1086	0,073	10
		10^{-3}	0,8	30	-	1181	0,226	2
		10^{-4}		1	-	1186	0,224	8
		10^{-5}		1	-	1194	0,22	8
		10^{-3}	1	30	126	1244	0,383	20
		10^{-4}						
		10^{-5}						
LCF2	0	10^{-3}	0,6	1	-	603	0	517
		10^{-4}		1	-	600	0	540
		10^{-5}		1	-	597	0	564
		10^{-3}	0,8	1	-	806	0	371
		10^{-4}		1	-	802	0	378
		10^{-5}		1	-	801	0	393
		10^{-3}	1	1	-	997	0	192
		10^{-4}		1	-	998	0	186
		10^{-5}		1	-	996	0	212
LCF7	0	10^{-3}	1	1	-	982	0	163
		10^{-4}		1	-	985	0	176
		10^{-5}		1	-	987	0	199
		10^{-3}	1,3	1	-	1124	0,109	68
		10^{-4}		1	-	1133	0,108	64
		10^{-5}		1	-	1143	0,11	66
		10^{-3}	1,6	5	-	1195	0,289	43
		10^{-4}		1	-	1206	0,276	42
		10^{-5}		1	-	1217	0,267	40

Tableau A-1 – Résultats des boucles stabilisées dans le René 65 à 400°C (contraintes et déformations conventionnelles)

N° éprouvette	R_ε	$d\varepsilon/dt$ (s^{-1})	ε_{max} (%)	N_{stab}	N_r	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	$\Delta\varepsilon_p/2$ (%)	σ_{moy} (MPa)
LCF3	-1	10^{-3}	0,6	230	-	907	0,122	-8
		10^{-4}		60	-	855	0,148	6
		10^{-5}		1	21	851	0,14	4
		10^{-3}	0,8					
		10^{-4}						
		10^{-5}						
		10^{-3}	1					
		10^{-4}						
		10^{-5}						
LCF5	-1	10^{-3}	0,2	1	-	367	0	-5
		10^{-4}		1	-	358	0	-4
		10^{-5}		1	-	356	0	10
		10^{-3}	0,3	1	-	551	0	13
		10^{-4}		1	-	543	0	16
		10^{-5}		1	-	537	0	19
		10^{-3}	0,4	1	-	731	0	17
		10^{-4}		1	-	719	0	17
		10^{-5}		1	-	711	0	17
LCF8	-1	10^{-3}	0,6	220	-	877	0,15	-20
		10^{-3}	0,8	1	8	1017	0,253	2
		10^{-3}	1					
LCF4	0	10^{-3}	0,6	10	-	532	0	408
		10^{-4}		1	-	530	0	394
		10^{-5}		1	-	524	0	386
		10^{-3}	0,8	1	-	713	0	291
		10^{-4}		1	-	699	0	274
		10^{-5}		1	-	692	0	252
		10^{-3}	1	168	-	812	0,053	162
		10^{-4}		60	-	781	0,07	139
		10^{-5}		1	2	780	0,078	141
LCF6	0	10^{-3}	0,4	1	-	362	0	319
		10^{-4}		1	-	358	0	313
		10^{-5}		1	-	353	0	307
		10^{-3}	0,6	1	-	539	0	448
		10^{-4}		1	-	533	0	422
		10^{-5}		1	-	518	0	372
		10^{-3}	0,8	1	-	709	0	366
		10^{-4}		40	-	692	0,0195	322
		10^{-5}		10	-	670	0,0329	233

Tableau A-2 – Résultats des boucles stabilisées dans le René 65 à 700°C (contraintes et déformations conventionnelles)

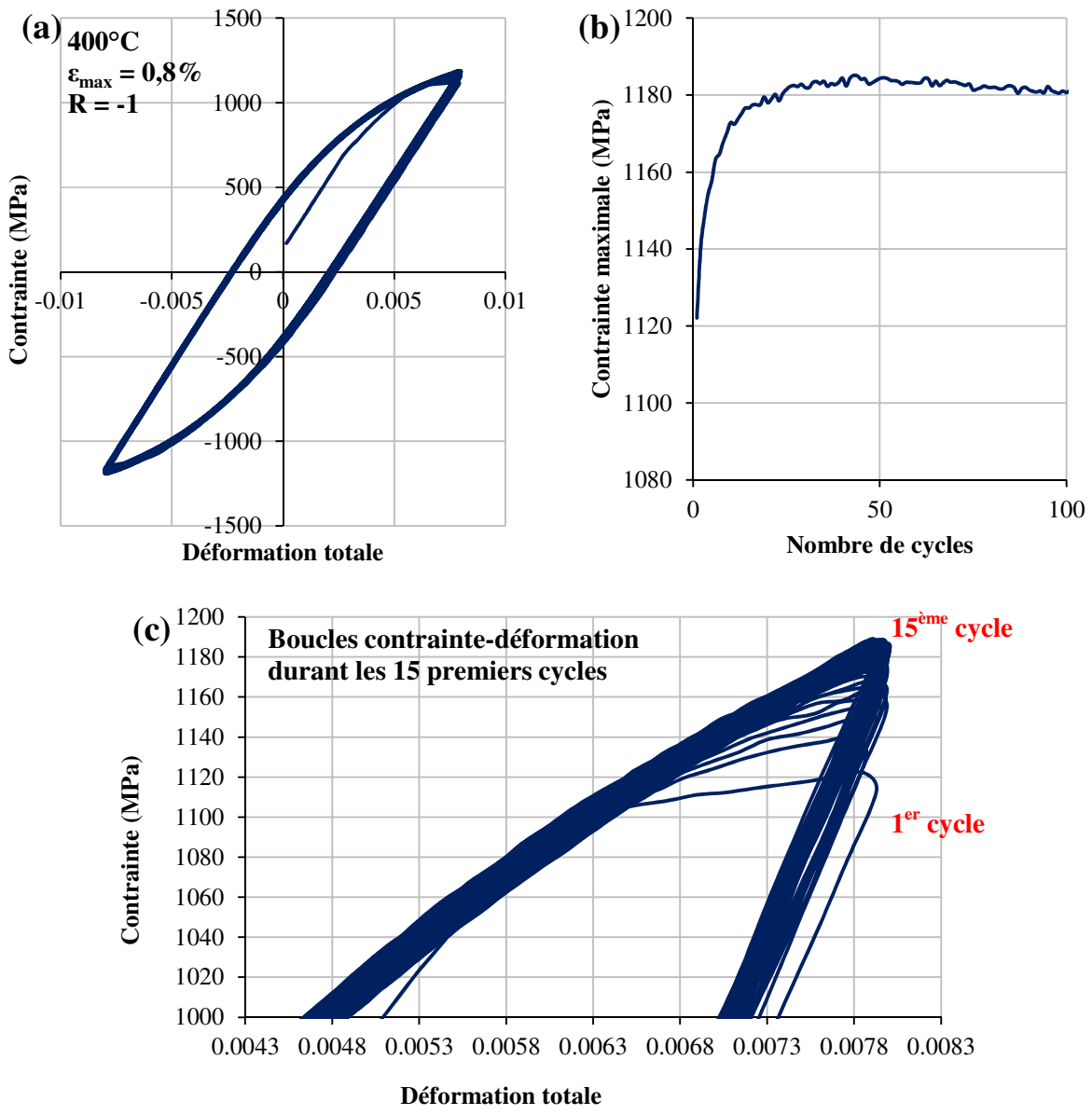


Figure A-3 – (a,c) Evolution des boucles contrainte-déformation et (b) de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à 400°C, ε_{max} = 0,8% et R = -1

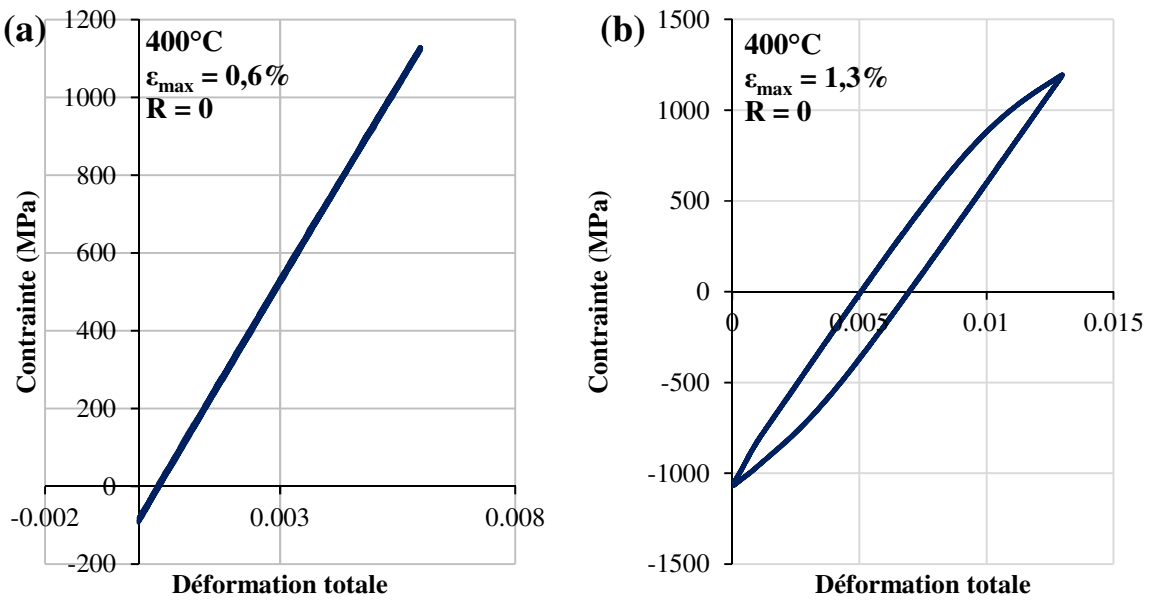


Figure A-4 – Evolution des boucles contrainte-déformation à 400°C et *R* = 0 pour ε_{max} = 0,6% (a) et ε_{max} = 1,3% (b)

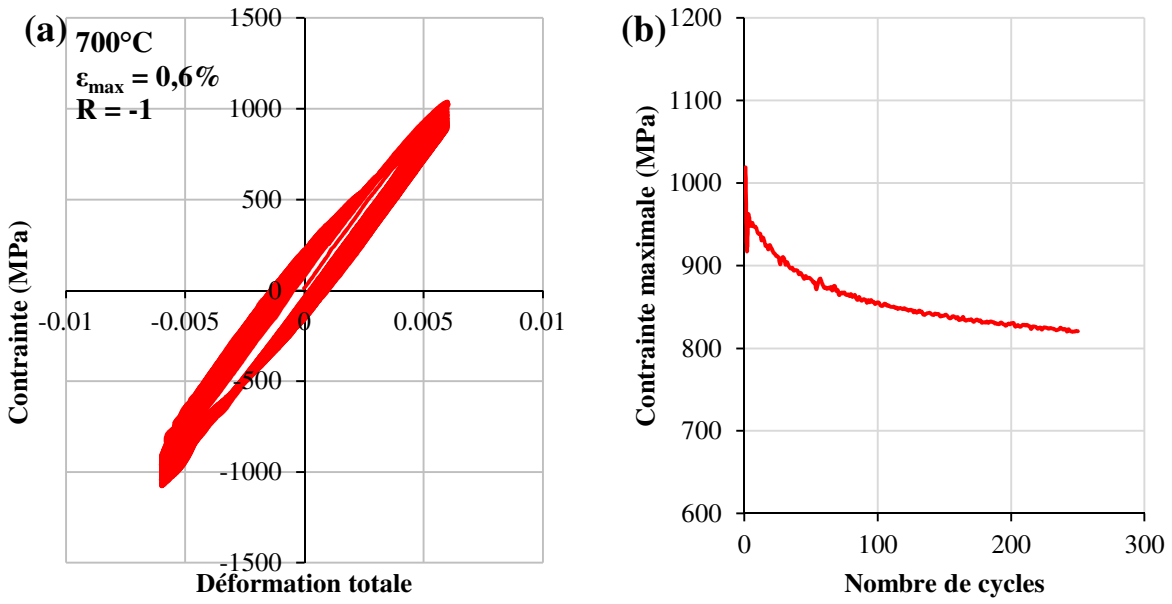


Figure A-5 – Evolution des boucles contrainte-déformation (a) et de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles (b) à 700°C, ε_{max} = 0,6% et *R* = -1

A.3. Identification de la loi de comportement

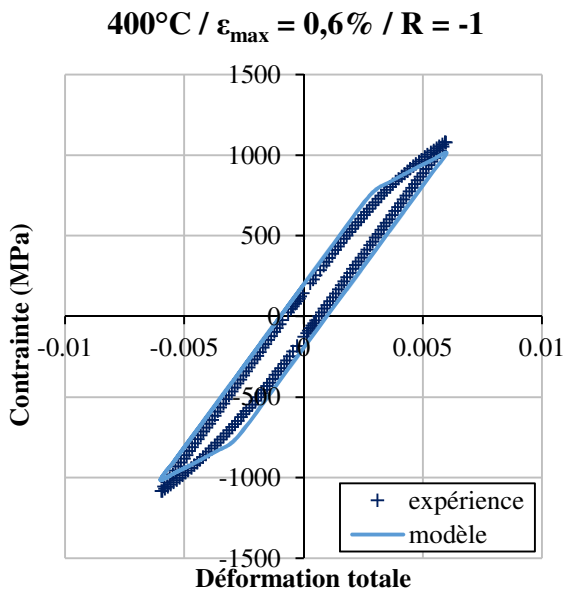
Sur les boucles de fatigue oligocyclique, l'écrouissage cinématique permet de traduire la forme de ces dernières. Il se manifeste par une translation du centre de domaine élastique dont l'ordonnée est la variable *X*. Au cours de l'essai, l'amplitude de ce domaine reste constante et seule la contrainte moyenne évolue. L'expression de la variable *X* est classiquement définie de façon non linéaire et sans aucun seuil, celle-ci est donnée ci -après (**Lemaitre et al., 2009**).

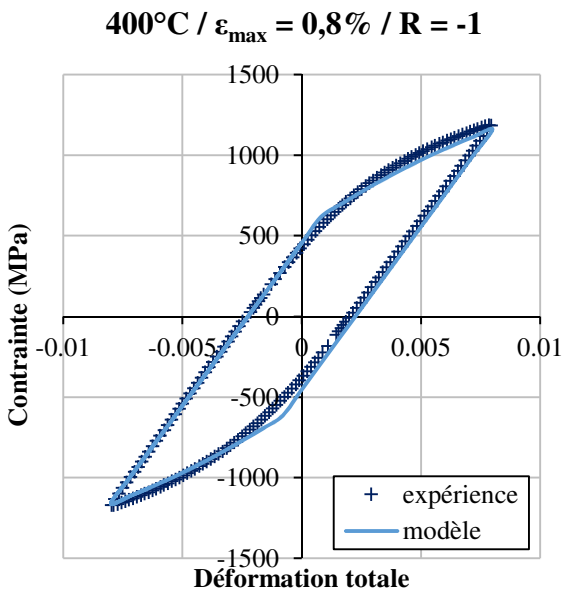
$$\sigma = \sigma_0 + X$$
$$\dot{X} = \sum_{i=1}^{N} \dot{X}_i \text{ avec } \dot{X}_i = \frac{2}{3} C_i \dot{\varepsilon}_p - D_i \dot{p} X_i$$

Dans le cas d'un chargement uniaxial, la contrainte augmente non linéairement et sature à la valeur *C/D*. *D* étant la pente à l'origine de l'évolution de *X* en fonction de la déformation plastique. Afin de décrire plus précisément la courbure de la boucle contrainte-déformation, notamment pour de faibles déformations plastiques, il est possible de faire intervenir plusieurs variables d'écrouissages cinématiques. Les paramètres du modèle à identifier sont donc C_i et D_i. Dans le cadre de cette étude, un double écrouissage cinématique non linéaire a été identifié. Nous avons donc 5 paramètres à identifier :

- σ_0, la limite d'élasticité du matériau ;
- C_1, D_1, C_2, D_2, les paramètres de la loi d'écrouissage cinématique.

L'identification des paramètres a été effectuée dans le code de calcul ZéBuLoN. Les paramètres ont été optimisés afin que la loi d'écrouissage cinématique non linéaire puisse décrire, le plus précisément possible, toute la gamme de déformation plastique étudiée. Les **Figure A-6** et **Figure A-7** présentent une comparaison entre les boucles stabilisées observées expérimentalement et les prédictions du modèle, pour différentes conditions de chargement.





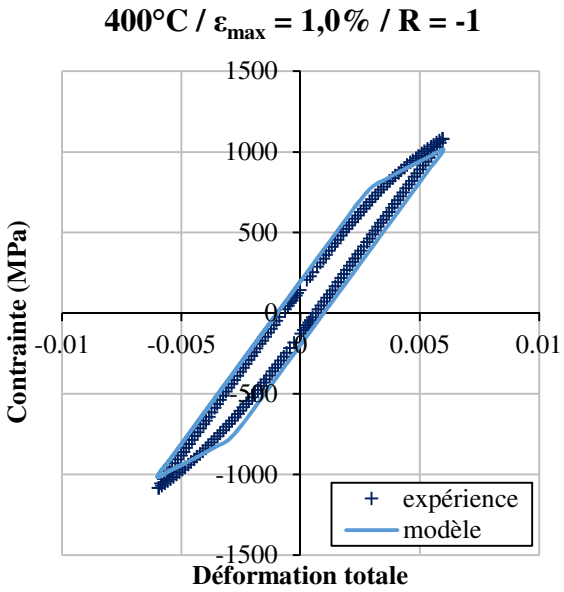


Figure A-6 – Loi de comportement de l'alliage René 65 identifiée à 400°C : essais à déformation imposée symétrique (*R* = -1)

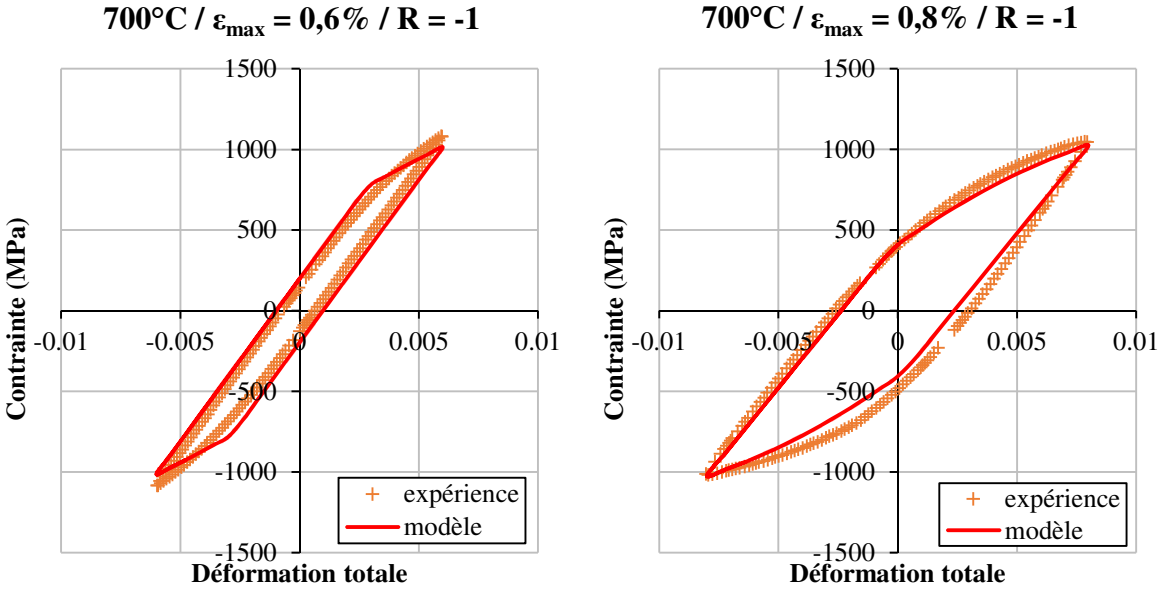
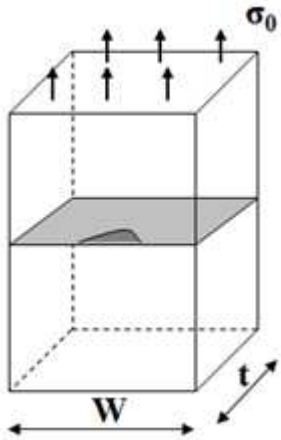
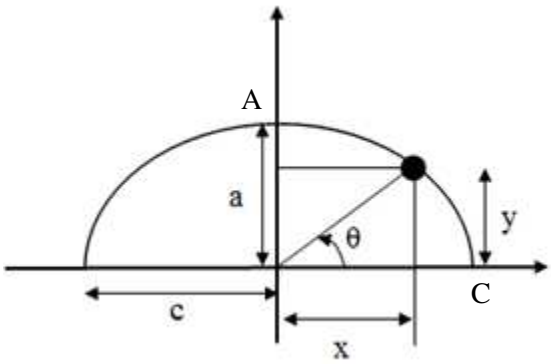


Figure A-7 – Loi de comportement de l'alliage René 65 identifiée à 700°C : essais à déformation imposée symétrique (*R* = -1)

Annexe B : formulaire du facteur d'intensité des contraintes

Dans cette annexe, nous présentons les expressions nécessaires afin de calculer le facteur d'intensité des contraintes, établies par **Newman et Raju, 1981**. Ce formulaire a pour hypothèse la propagation d'une fissure de surface semi-elliptique, sous chargement uniforme, dans une éprouvette finie.





$$K_I(a,c,t,W,\sigma_0) = \sigma_0\sqrt{\pi a}\,\frac{M f_w F_\phi g}{E}$$

Avec $M(a,t) = M_1 + M_2\left(\frac{a}{t}\right)^2 + M_3\left(\frac{a}{t}\right)^4$ et $f_w(a,c,t,W) = \dfrac{1}{\sqrt{\cos\left(\frac{\pi c}{2W}\sqrt{\frac{a}{t}}\right)}}$

Si $\frac{a}{c} \le 1$:

$$E(a,c) = \sqrt{1 + 1{,}464\left(\frac{a}{c}\right)^{1{,}65}}$$

$$F_\phi(a,c,\theta) = \left(\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2\theta + \sin^2\theta\right)^{0{,}25}$$

$$M_1(a,c) = 1{,}13 - 0{,}09\frac{a}{c}$$

$$M_2(a,c) = -0{,}54 + \frac{0{,}89}{0{,}2 + \frac{a}{c}}$$

$$M_3(a,c) = 0{,}5 - \frac{1}{0{,}65 + \frac{a}{c}} + 14\left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24}$$

$$g(a,t,\theta) = 1 + \left(0{,}1 + 0{,}35\left(\frac{a}{t}\right)^2\right)\cdot(1 - \sin\theta)^2$$

Si $\frac{a}{c} > 1$:

$$E(a,c) = \sqrt{1 + 1{,}464\left(\frac{c}{a}\right)^{1{,}65}}$$

$$F_\phi(a,c,\theta) = \left(\left(\frac{c}{a}\right)^2 \sin^2\theta + \cos^2\theta\right)^{0{,}25}$$

$$M_1(a,c) = \sqrt{\frac{c}{a}}\left(1 + 0{,}04\frac{c}{a}\right)$$

$$M_2(a,c) = 0{,}2\left(\frac{c}{a}\right)^4$$

$$M_3(a,c) = -0{,}11\left(\frac{c}{a}\right)^4$$

$$g(a,t,\theta) = 1 + \left(0{,}1 + 0{,}35\left(\frac{c}{a}\right)\left(\frac{a}{t}\right)^2\right)\cdot(1 - \sin\theta)^2$$

Annexe C : simulation numérique du choc

Dans cette annexe, nous présentons les résultats de la validation du modèle numérique. Cette validation a été faite sur plusieurs paramètres : l'étude de la convergence au sens du maillage, la validité de la solution affichée aux nœuds et l'étude de l'influence du coefficient de frottement.

C.1. Etude de la convergence au sens du maillage

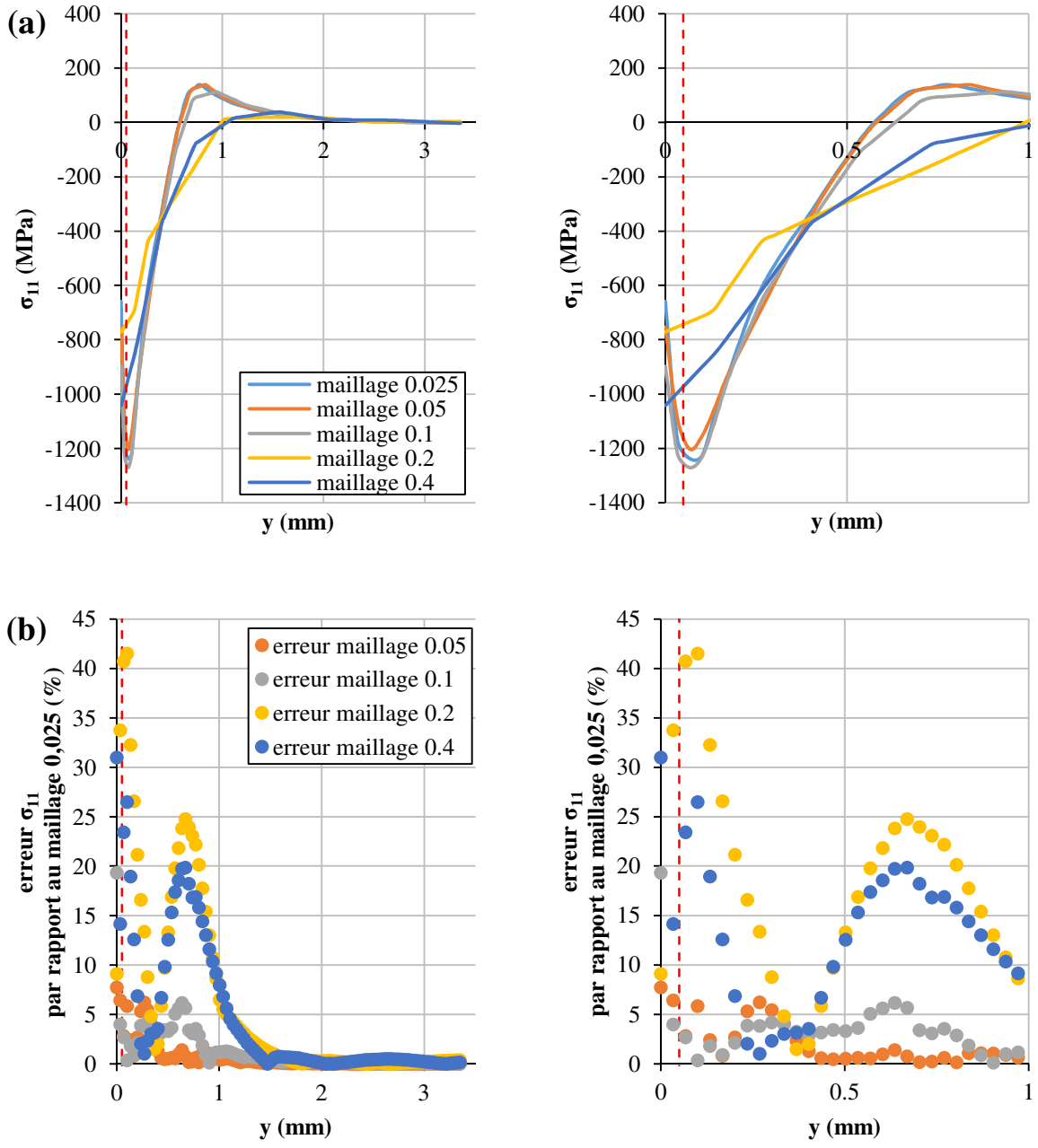


Figure C-1 – (a) Evolution de la contrainte σ_{11} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport au maillage de référence de 25 µm

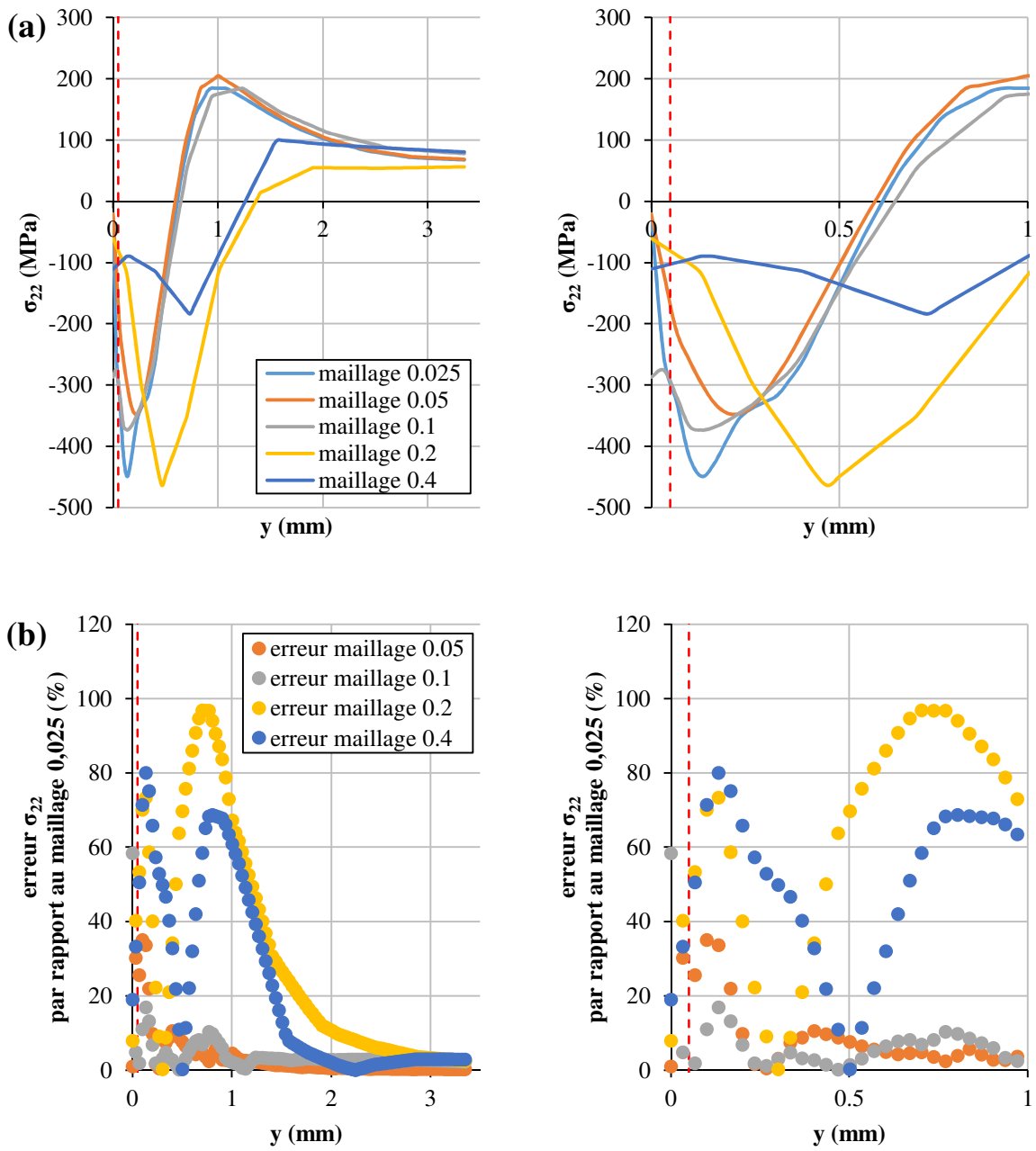


Figure C-2 – (a) Evolution de la contrainte σ_{22} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport au maillage de référence de 25 µm

C.2. Validité de la solution affichée aux nœuds

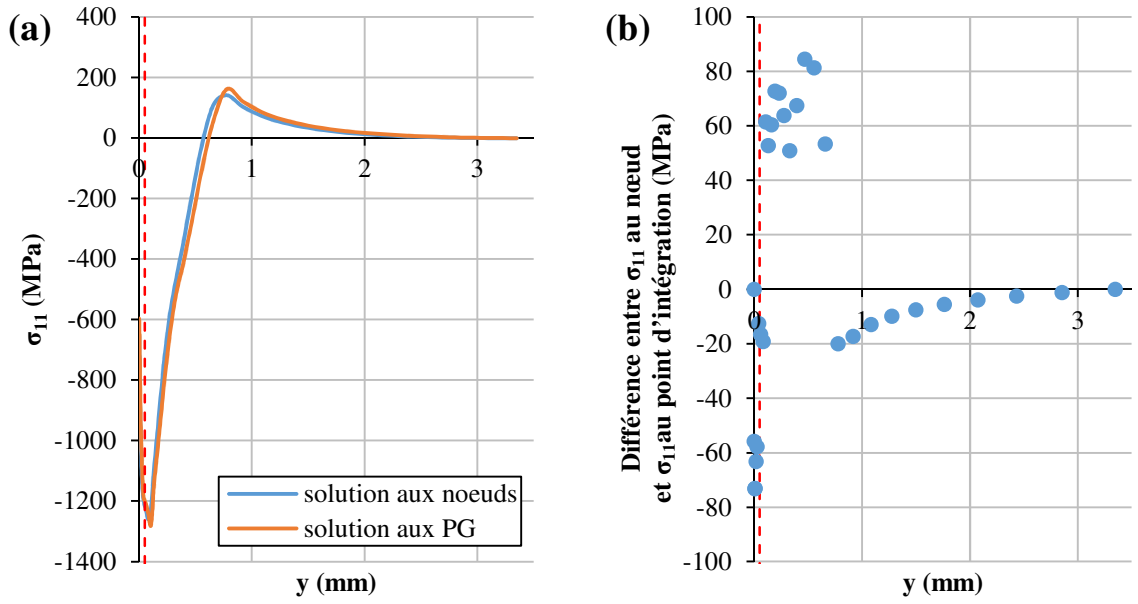


Figure C-3 – (a) Evolution de la contrainte σ_{11} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport aux points d'intégration pour le maillage de référence de 25 µm

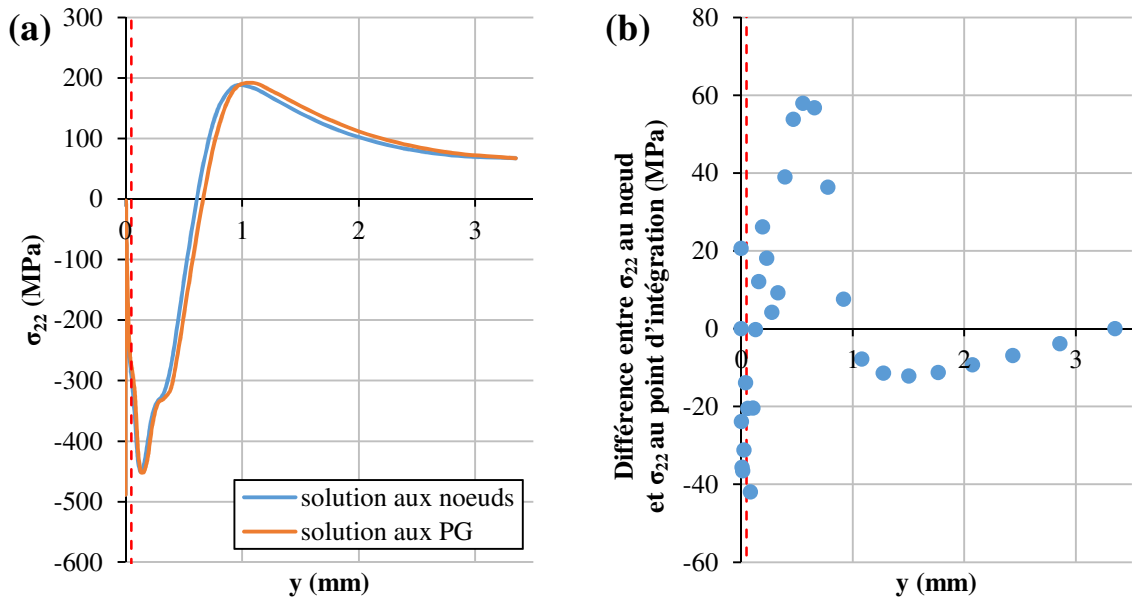


Figure C-4 – (a) Evolution de la contrainte σ_{22} suivant la direction *y* et (b) erreur commise par rapport aux points d'intégration pour le maillage de référence de 25 µm

C.3. Etude de l'influence du coefficient de frottement

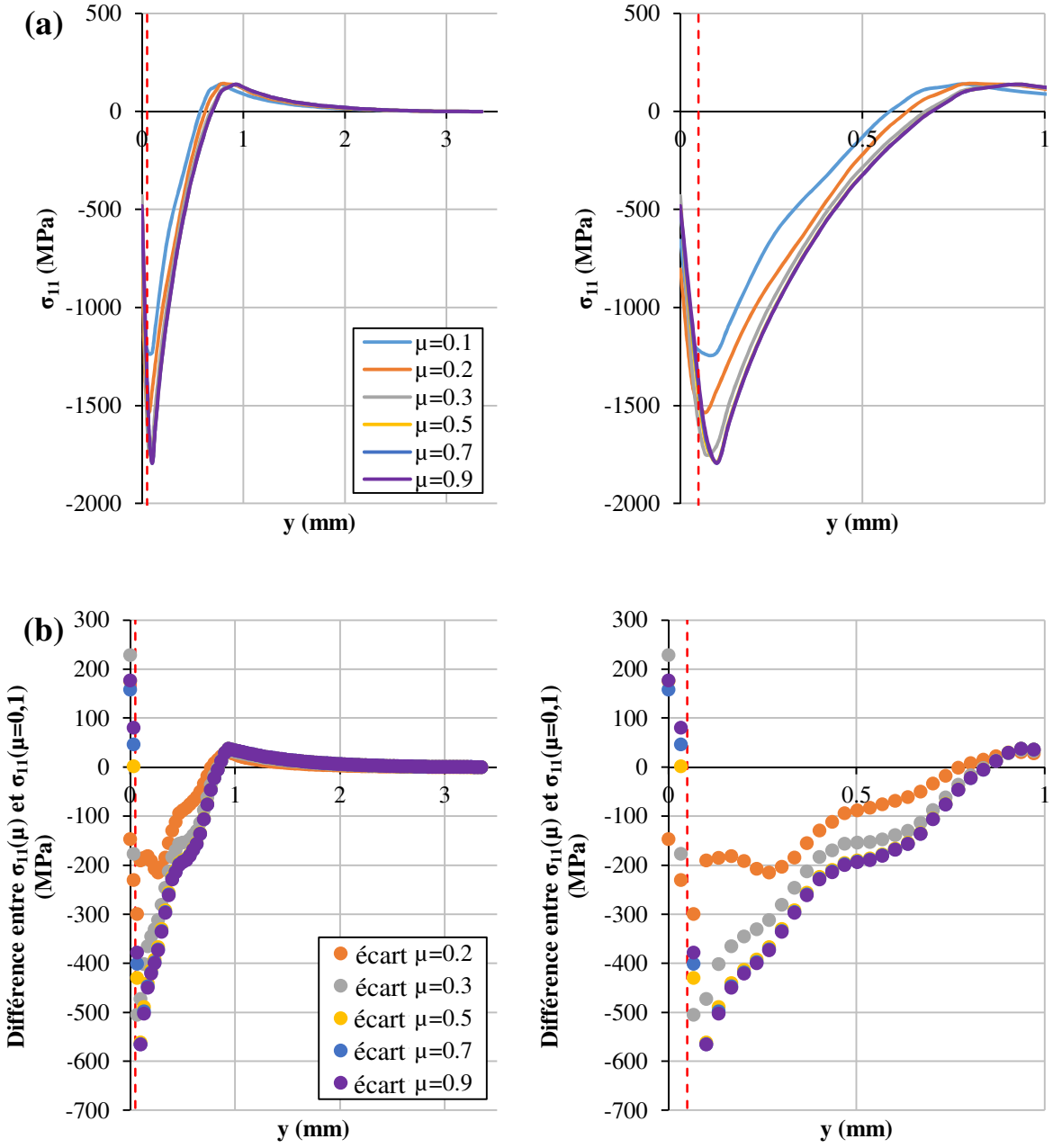


Figure C-5 – (a) Evolution de la contrainte σ_{11} en fonction de la direction y pour différentes valeurs de μ et (b) erreur commise par rapport à une valeur de référence μ = 0,1

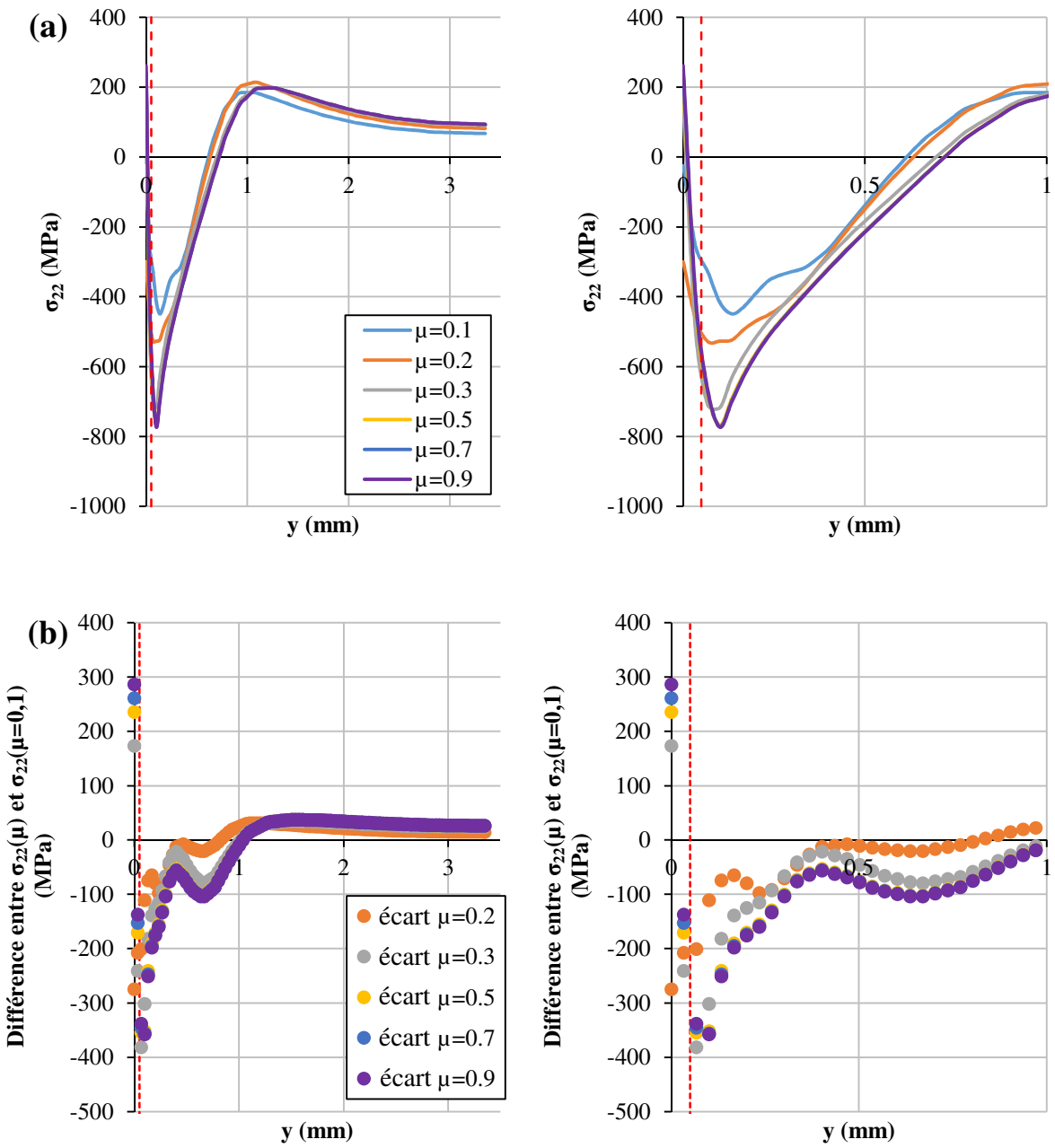


Figure C-6 – (a) Evolution de la contrainte σ_{22} en fonction de la direction y pour différentes valeurs de μ et (b) erreur commise par rapport à une valeur de référence μ = 0,1

Bibliographie

Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., Benallal, A., Desmorat, R., 2009. Mécanique des matériaux solides-3eme édition. Dunod.

Newman, J.C., Raju, I.S., 1981. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. Eng. Fract. Mech. 15, 185–192.

Résumé

Les motoristes aéronautiques doivent désormais montrer que la présence de petites anomalies de surface, pouvant être introduites lors d'opérations de maintenance, ne mènent pas à la rupture des pièces, et ce sur toute la durée de vie du moteur. Cette étude concerne la caractérisation de la nocivité d'anomalies de surface de type rayure et choc sur la tenue en fatigue du superalliage à base nickel René 65.

Afin de découpler les effets de géométrie des effets de contraintes résiduelles, les rayures et les chocs possèdent un profil géométrique identique en V. Une technique de suivi de potentiel 3 points a été mise en place dans le but d'améliorer la détection de l'amorçage et d'avoir une information sur la morphologie du front de fissure. Les résultats expérimentaux montrent un amorçage rapide et un fort ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades. Nous avons également observé, par le biais de marquages thermiques, une évolution particulière de la forme du front de fissure s'amorçant au fond des rayures. L'utilisation de traitement thermique de relaxation a alors montré que c'est le champ mécanique hétérogène créé lors de la fabrication de ces anomalies qui contrôle la durée de vie et que c'est le paramètre physique d'ordre un à modéliser.

Une stratégie de modélisation de la propagation de fissures à partir d'anomalies de type choc a été proposée. Celle-ci est basée sur la connaissance du champ de contraintes résiduelles par des simulations numériques, et sur l'application de ce champ dans un modèle numérique de propagation. Les résultats ont permis de confirmer que les contraintes résiduelles étaient bien la source du ralentissement de la propagation et également responsables de l'évolution de la forme du front de fissure. Ils ont également permis d'identifier les paramètres qui doivent être mesurés lors des contrôles non destructifs.

Mots clés : Anomalies de surface, contraintes résiduelles, rayure, choc, superalliage à base nickel René 65

Abstract

Aircraft engine manufacturers have to demonstrate that small handling surface anomalies, introduced during maintenance operations, are not critical for in-service life of a component. This study was undertaken to characterise the harmfulness of scratch and dent anomalies on the fatigue behaviour of the nickel based superalloy René 65.

In order to separate the effects of the geometry and the residual stresses, scratches and dents have the same V-type profile. A 3 points *DCPD* method has been used to improve the detection of the initiation and also to have information about the crack front morphology. Experimental results showed that the initiation fatigue life is short and a slowdown of the fatigue crack growth in the first stages. We also observed, thanks to heat tints marking, a particular crack front morphology for cracks initiating from scratches. Heat treatment has been used and showed that the heterogeneous mechanical field induced by the fabrication of the anomalies controls the fatigue life and that it constitutes one of the parameters to be taken into account in a future modelling.

A modelling strategy of the crack propagation from dent anomalies has been developed. This model is based on the knowledge of the residual stress field by finite elements simulations, and the application of the calculated stress field in a numerical crack growth model. The results confirmed that the residual stresses were the physical source of the fatigue crack growth slow-down and also responsible for the evolution of the crack front morphology. They also allowed us to identify the parameters which have to be measured during non-destructive testing.

Keywords: Surface anomalies, residual stresses, scratch, dent, nickel based superalloy René 65