



Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA

Luc Doremus

► To cite this version:

Luc Doremus. Etude expérimentale et modélisation de la micro-propagation à partir d'anomalies de surface dans l'Inconel 718DA. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2014. Français. NNT : 2014ESMA0003 . tel-01495450

HAL Id: tel-01495450

<https://theses.hal.science/tel-01495450>

Submitted on 25 Mar 2017

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

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

THESE

Pour l'obtention du Grade de
DOCTEUR DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE ET
D'AEROTECHNIQUE

(Diplôme national – Arrêté du 7 août 2006)

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

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

Présentée par
Luc DOREMUS

ETUDE EXPERIMENTALE ET MODELISATION DE LA MICRO- PROPAGATION A PARTIR D'ANOMALIES DE SURFACE DANS L'INCONEL 718DA

Directeurs de thèse : Y. NADOT et G. HENAFF

Soutenue à l'ENSMA le 24 mars 2014

JURY

F. Morel	Professeur, ENSAM Angers	Rapporteur
C. Mabru	Maître de Conférences, ISAE Toulouse	Rapporteur
P. Bompard	Professeur, Ecole Centrale Paris	Examineur
D. Nowell	Professeur, Université d'Oxford	Examineur
F. Gallerneau	Docteur, ONERA	Examineur
Y. Nadot	Professeur, ISAE ENSMA	Examineur
G. Henaff	Professeur, ISAE ENSMA	Examineur
S. Pierret	Docteur, SNECMA	Examineur

CONFIDENTIEL

Table des matières

Introduction	1
Contexte, problématique industrielle et étude bibliographique	5
<u>1. CONTEXTE</u>	<u>6</u>
<u>2. PROBLEMATIQUE INDUSTRIELLE</u>	<u>8</u>
<u>3. ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE</u>	<u>12</u>
3.1. MODELISATION D'UNE FISSURE COURTE EN ENTAILLE	12
3.2. PRISE EN COMPTE DES ANOMALIES ARTIFICIELLES	16
3.3. INFLUENCE DES RAYURES	19
3.4. INFLUENCE DES CHOCS	22
<u>4. ÉTUDES PRECEDENTES</u>	<u>27</u>
4.1. PROJET OPSURCON	28
4.2. PROJET MODIFICATIONS MINEURES	29
<u>5. CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES</u>	<u>31</u>
<u>BIBLIOGRAPHIE</u>	<u>33</u>
Partie A – Matériau et anomalies de surface	37
<u>A.1. MATERIAU UTILISE : SUPERALLIAGE A BASE NICKEL INCONEL 718DA</u>	<u>38</u>
A.1.1. PROPRIETES MICROSTRUCTURALES	38
A.1.1.1. METALLURGIE : COMPOSITION ET MICROSTRUCTURE	38
A.1.1.2. ELABORATION ET MISE EN FORME	42
A.1.2. PROPRIETES EN FATIGUE	44
A.1.2.1. DUREE DE VIE	44
A.1.2.2. AMORÇAGE	46
A.1.2.3. PROPAGATION	49
<u>A.2. ANOMALIES DE SURFACE</u>	<u>53</u>
A.2.1. CHOIX DES ANOMALIES	53
A.2.1.1. ANOMALIES REPRESENTATIVES DE LA FLOTTE	53
A.2.1.2. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE	54
A.2.2. GEOMETRIE	55

A.2.2.1. RAYURE	55
A.2.2.2. CHOC	56
A.2.2.3. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE	56
A.2.3. METHODE D'INTRODUCTION	57
A.2.3.1. MONTAGE DE FIXATION DES EPROUVETTES	57
A.2.3.2. RAYURE	59
A.2.3.3. CHOC	62
A.2.3.4. ANOMALIE SEMI ELLIPTIQUE	65
A.2.3.5. ANOMALIE SEMI CIRCULAIRE	66
A.2.4. CARACTERISATION DIMENSIONNELLE	66
A.2.4.1. REALISATION DE REPLIQUES	66
A.2.4.2. INTERFEROMETRIE	67
A.2.4.3. SMARTSCOPE	68
A.2.4.4. MICROSCOPIE OPTIQUE	69
A.2.4.5. COMPARAISON	69
<u>A.3. IMPACT DE L'INTRODUCTION DES ANOMALIES</u>	<u>70</u>
A.3.1. MOYENS EXPERIMENTAUX	70
A.3.2. RAYURE	72
A.3.3 CHOC	76
A.3.4. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE	88
<u>CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES</u>	<u>90</u>
<u>BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE A</u>	<u>91</u>
 Partie B - Etude expérimentale et numérique de la technique de différence de potentiel	 95
<u>B.1. DEMARCHE EXPERIMENTALE</u>	<u>97</u>
B.1.1. DESCRIPTION DES ESSAIS	97
B.1.1.1. PRINCIPE	97
B.1.1.2. EPROUVETTE	97
B.1.1.3. ANOMALIES	98
B.1.1.4. ZONE DE PRELEVEMENT	99
B.1.1.5. CONDITIONS DE SOLlicitATIONS	100
B.1.1.6. PROCEDURE D'ESSAIS	101
B.1.2. MESURE DE LA DIFFERENCE DE POTENTIEL	102
B.1.2.1. PRINCIPE	102
B.1.2.2. MISE EN PLACE DU MONTAGE EXPERIMENTAL	105
B.1.2.3. CALIBRATION : METHODES ANALYTIQUES ET ANALOGIQUES	108
<u>B.2. SIMULATION NUMERIQUE DU SUIVI DE POTENTIEL</u>	<u>113</u>
B.2.1. PRINCIPE	113
B.2.2. ANALYSE PARAMETRIQUE : PARAMETRES PEU OU PAS INFLUENTS	115
B.2.2.1. SENSIBILITE AU MAILLAGE	115

B.2.2.2. VALEUR D'ENTREE DU COURANT ET PROPRIETE DU MATERIAU	117
B.2.2.3. SURFACE DE CONTACT DES POINTS DE MESURE	117
B.2.2.4. POSITION DES POINTS D'INTRODUCTION DU COURANT	118
B.2.2.5. PRESENCE DE 2 ANOMALIES	120
B.2.3. ANALYSE PARAMETRIQUE : PARAMETRES INFLUENTS DE 1^{ER} ORDRE	120
B.2.3.1. GEOMETRIE DE L'EPROUVETTE ET PRESENCE D'UNE ANOMALIE	120
B.2.3.2. POSITION DES POINTS DE MESURE	121
B.2.3.3. FORME DU FRONT DE FISSURE	125
B.2.3.4. SITE D'AMORÇAGE ET MULTI FISSURATION	127

B.3. CALIBRATION EXPERIMENTALE DU SUIVI DE POTENTIEL **128**

B.3.1. PRINCIPE	128
B.3.2. CALIBRATION EXPERIMENTALE	130
B.3.2.1. CAS DES RAYURES	130
B.3.2.2. CAS DES ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES	131
B.3.2.3. CAS DES ANOMALIES SEMI CIRCULAIRES	132
B.3.2.4. CAS DES CHOCS	132
B.3.2.5. COMPARAISON DES CALIBRATIONS EXPERIMENTALES	133

B.4. COMPARAISON DES CALIBRATIONS EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES **134**

B.4.1. CALIBRATION NUMERIQUE	134
B.4.2. CAS DES RAYURES	135
B.4.2.1. RESULTAT	135
B.4.2.2. INFLUENCE DE LA FORME REELLE DU FRONT DE FISSURE ET DE LA POSITION DES POINTS DE MESURE	136
B.4.2.3. ERREUR RESIDUELLE	137
B.4.3. CAS DES CHOCS	140
B.4.3.1. RESULTAT	140
B.4.3.2. AMELIORATION DE LA CALIBRATION NUMERIQUE DES CHOCS	141
B.4.4. CHOIX D'UNE STRATEGIE DE CALIBRATION	143
B.4.4.1. CAS DES RAYURES	143
B.4.4.2. CAS DES CHOCS	146
B.4.4.3. PERSPECTIVES DE CALIBRATION	147

CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES **149**

BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE B **151**

Partie C – Résultats expérimentaux **155**

C.1. DUREE DE VIE **156**

C.1.1. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR	158
C.1.1.1. RAYURE	158
C.1.1.2. CHOC	159
C.1.2. INFLUENCE DU TYPE D'ANOMALIE	160
C.1.3. INFLUENCE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE	161
C.1.4. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	162

C.2. AMORÇAGE	164
C.2.1. DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE	164
C.2.1.1. CRITERE	164
C.2.1.2. RAYURE	166
C.2.1.3. CHOC	167
C.2.1.4. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	169
C.2.2. SITES D'AMORÇAGE	170
C.2.2.1. RAYURE	170
C.2.2.2. CHOC	171
C.2.2.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	171
C.2.3. FRACTOGRAPHIE	172
C.2.3.1. RAYURE	172
C.2.3.2. CHOC	174
C.2.3.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	174
C.3. PROPAGATION	175
C.3.1. CALCULS PROPAG	176
C.3.2. VITESSES DE PROPAGATION	182
C.3.2.1. EXPLOITATION DES MESURES DE POTENTIEL	182
C.3.2.2. VALIDITE DES MESURES ET DU DEPOUILLEMENT	184
C.3.2.3. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES RAYURES	187
C.3.2.4. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES CHOCS	189
C.3.2.5. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	190
C.3.3. SCENARIOS DE PROPAGATION	190
C.3.3.1. RAYURE	190
C.3.3.2. CHOC	191
C.3.3.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	192
CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES	193
BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE C	195
Partie D – Discussion, effet des contraintes résiduelles	197
D.1. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES	198
D.1.1. NATURE ET ORIGINE DES CONTRAINTES RESIDUELLES	198
D.1.2. EFFET RETARD DU AUX CONTRAINTES RESIDUELLES	200
D.1.3. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LA PROPAGATION	202
D.1.4. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR L'AMORÇAGE	204
D.1.5. DISCUSSION	206
D.1.5.1. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR ET DE LA CONTRAINTE MAXIMALE POUR LES RAYURES	207
D.1.5.2. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR ET DE LA CONTRAINTE MAXIMALE POUR LES CHOCS	210
D.1.5.3. INFLUENCE DU TYPE D'ANOMALIE	213
D.1.5.4. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	213

<u>D.2. CARACTERISATION DE L'EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES</u>	214
D.2.1. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR TRAITEMENT THERMIQUE	214
D.2.1.1. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	214
D.2.1.2. TRAITEMENT THERMIQUE UTILISE	217
D.2.1.3. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LA MICROSTRUCTURE DU MATERIAU	220
D.2.1.4. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LES PROPRIETES MACROSCOPIQUE DU MATERIAU	223
D.2.1.5. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LA DUREE DE VIE	224
D.2.1.6. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR L'AMORÇAGE	225
D.2.1.7. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LA PROPAGATION	229
D.2.2. AUTRES ESSAIS DE CARACTERISATION	233
D.2.2.1. COMPRESSION AVANT ESSAI DE FATIGUE	233
D.2.2.2. INTRODUCTION D'UNE RAYURE PAR PASSE DE 10 µm	236
D.2.2.3. PERSPECTIVES : AUTRES POSSIBILITES DE CARACTERISATION	237
<u>D.3. DETERMINATION DES CHAMPS DE CONTRAINTES RESIDUELLES</u>	238
D.3.1. MICRODURETE	238
D.3.2. CALCUL DES CONTRAINTES RESIDUELLES A PARTIR DES VITESSES DE PROPAGATION	241
D.3.3. SIMULATION NUMERIQUE POUR LES CHOCs	243
D.3.4. AUTRES METHODES DE MESURES DES CONTRAINTES RESIDUELLES	248
<u>D.4. MODELISATION DE LA DUREE DE VIE</u>	249
<u>CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES</u>	253
<u>BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE D</u>	255
 Conclusion générale	 259
 Perspectives	 262
 Annexes	 265
<u>ANNEXE 1 : PLAN DU MONTAGE CHOC</u>	266
<u>ANNEXE 2 : PROTOCOLE D'ALIGNEMENT DES LIGNES D'AMARRAGE</u>	273
<u>ANNEXE 3 : RECAPITULATIF DES RESULTATS D'ESSAIS</u>	274
<u>ANNEXE 4 : CARACTERISATION DIMENSIONNELLE DES ANOMALIES</u>	277

Introduction générale

Alors que la création des premières lignes et compagnies aériennes date de la fin de la première guerre mondiale, le mode de transport aérien est maintenant complètement démocratisé. D'abord réservé à une élite, il est même devenu un véritable transport de masse grâce à l'apparition des avions gros porteurs et des compagnies aériennes à bas prix.

Le secteur industriel de l'aéronautique, actuellement en plein essor, regroupe les activités de conception, production et commercialisation d'aéronefs (avions, hélicoptères, drones, ...). Ces activités utilisent, mettent à jour et créent sans arrêt de nouvelles technologies et mobilisent un nombre important de compétences, notamment scientifiques, ce qui en fait un secteur particulièrement innovant.

Assurer et maîtriser la propulsion est une partie essentielle de la conception d'un avion. Le groupe SAFRAN est un motoriste et équipementier aéronautique de premier rang mondial. Dans ce groupe, la filiale SNECMA propose à ses clients des solutions de haute technologie pour la propulsion d'avions civils et militaires.

Les règles de dimensionnement d'un turboréacteur imposées par les autorités de sûreté aéronautiques, comme l'EASA (European Aviation Safety Agency) en Europe, sont de plus en plus sévères. Dans le but de répondre à leurs exigences, les motoristes aéronautiques consacrent une partie importante de leur travail à la recherche, notamment dans le domaine de la mécanique des matériaux. Dans ce domaine, l'objectif est de mieux appréhender le comportement des différents matériaux en fonction des conditions et du type de sollicitation auxquels ils sont soumis lors de leur utilisation en service.

Dans ce cadre, l'endommagement par sollicitation de fatigue est particulièrement étudié. La fatigue correspond à un processus de chargement répété qui peut conduire à la rupture du matériau. Elle peut être engendrée par des sollicitations de nature mécanique, thermique ou thermomécanique. Ce type d'endommagement est caractérisé par l'apparition de fissures se propageant jusqu'à entraîner la rupture. La tolérance aux dommages est l'une des approches pouvant être retenues pour dimensionner une pièce en fatigue. Ce concept repose sur l'hypothèse qu'une anomalie ou une fissure, préexistante ou créée en service, est potentiellement présente dans le matériau. On cherche alors à déterminer le nombre de cycle nécessaire pour que cette fissure initiale grandisse jusqu'à une taille critique. Ce paramètre pourra être défini en fonction des propriétés du matériau (ténacité), de la géométrie de la pièce ou bien de la sollicitation. Dans ce type d'approche, on cherche généralement à définir des intervalles d'inspection des pièces durant lesquelles on vérifiera la présence ou non d'une anomalie ou d'une fissure et où on évaluera sa taille.

Les demandes de certifications en tolérance aux dommages des pièces de moteur d'avion évoluent sans cesse au fur et à mesure que l'on découvre un facteur encore non utilisé pour le dimensionnement alors qu'il peut s'avérer nocif pour la durée de vie d'une structure. Les autorités de sûreté aéronautique demandent maintenant aux motoristes de certifier en tolérance aux dommages les pièces les plus critiques de leur moteur. Le disque de turbine haute pression fait partie de cette catégorie de pièce. L'objectif est de réduire le risque d'éclatement des pièces suite à la propagation d'une fissure de fatigue à partir d'anomalies non prises en compte dans le dimensionnement à l'amorçage. En effet, les éprouvettes utilisées pour caractériser les mécanismes et la durée de vie à l'amorçage d'un matériau sous des conditions de sollicitations données ne peuvent pas être statistiquement représentatives d'une pièce réelle dans la mesure où elles ne contiennent pas autant d'anomalies.

Ces anomalies peuvent être de différents types. On peut par exemple citer les anomalies inhérentes à la microstructure d'un matériau ou bien celles qui peuvent être créées lors du service du moteur comme les anomalies de corrosion. La présence d'une anomalie peut engendrer la défaillance d'une pièce avant que la durée de vie prédite pour l'amorçage ne soit atteinte. Il s'agit donc de prévenir ce risque et de caractériser la nocivité en fatigue de ces anomalies. Toutefois, l'objectif des motoristes et des compagnies aériennes est de ne pas prendre de marges inutiles sur ces analyses. En effet, avec l'augmentation du trafic aérien, la ponctualité des vols et la maîtrise des coûts d'opérations sont des enjeux majeurs pour les compagnies aériennes. Leurs besoins sont donc d'augmenter la disponibilité opérationnelle des moteurs et de réduire les coûts d'exploitation et de maintenance. Une analyse erronée ou trop conservatrice en tolérance aux dommages pourrait donc nuire à cet objectif par la détermination d'intervalles d'inspection des moteurs trop courts par rapport au besoin réel.

Dans cette étude, nous nous consacrerons uniquement aux types d'anomalies dit « de maintenance » qui correspondent aux anomalies de surface qui peuvent être introduites lors des opérations de manutention, montage, démontage du moteur. Ces opérations sont menées régulièrement au cours de la durée de vie d'un moteur pour inspecter les pièces et détecter la présence de dommages. A partir d'une analyse des anomalies présentes sur une population de pièce représentative, deux types d'anomalies de surface ont été retenus par SNECMA pour l'étude : les rayures et les chocs. Les mécanismes régissant l'amorçage et la propagation d'une fissure à partir de telles anomalies ne sont pas encore totalement maîtrisés. L'approche utilisée actuellement, consistant à modéliser le comportement en fatigue de ces anomalies comme une fissure longue, mène à un calcul de durée de vie trop conservatif. Récemment, le modèle μ PROPAG de calcul de durée de vie en fatigue de rayures et de chocs a été développé par SNECMA. Celui-ci semble répondre aux attentes concernant le besoin d'une meilleure précision dans le calcul de la durée de vie des essais expérimentaux. Cependant le phénomène qu'il décrit reste à valider et son origine physique doit être identifiée.

L'objectif scientifique de la thèse consiste donc à caractériser le comportement en fatigue d'anomalies de surface issues d'opérations de maintenance. Cette particularité détermine la morphologie et les procédures d'introduction des anomalies qui seront fixées. La finalité est le développement d'un outil permettant la prédiction de la durée de vie de ce type d'anomalie en prenant en compte les paramètres pertinents identifiés au cours de l'étude. L'amorçage, les premiers stades de fissuration et la propagation sont des phases qui devront être décrites et modélisées si nécessaire. Pour cela, une étude expérimentale, basée sur des essais de fatigue sur éprouvettes représentatives et sur quelques essais spécifiques, sera mise en place. Des outils particuliers de suivi de la fissuration et d'analyse des résultats seront également utilisés. Cette étude sera menée sur le superalliage à base Nickel Inconel 718 sous sa version Direct Aged (DA) qui correspond au matériau classiquement utilisé pour les disques de turbine haute pression. Les observations et conclusions de ce travail devraient permettre de répondre aux besoins industriels en orientant la proposition et l'identification d'un modèle de dimensionnement en fatigue d'anomalies de surface pouvant être introduites lors d'opérations de maintenance.

La présentation du travail effectué lors de cette étude s'effectuera en cinq parties.

La première partie introductive permettra de mieux cerner le contexte et la problématique industrielle de l'étude. Les différents types de modélisation mis en place dans la littérature pour rendre compte du problème étudié seront décrits. Nous nous intéresserons

particulièrement aux phénomènes de petite fissure en entaille et aux méthodologies pour évaluer directement l'impact de la présence d'une anomalie sur la durée de vie en fatigue d'une pièce. Les résultats des études précédentes menées par SNECMA pour répondre à cette problématique seront aussi exposés.

Dans la partie A, le matériau de l'étude sera présenté : le superalliage à base Nickel Inconel 718DA. Nous nous intéresserons ensuite aux anomalies de surfaces choisies pour l'étude : les rayures et les chocs. La géométrie de ces anomalies a été définie pour représenter les cas les plus sévères rencontrés. En plus de ces anomalies représentatives de celles observées sur les pièces de la flotte de moteur SNECMA, des anomalies à géométrie régulière semi elliptique et semi circulaire seront décrites. Elles serviront d'éléments de comparaison avec les rayures et les chocs. On exposera les méthodes d'introduction des anomalies ainsi que leur caractérisation dimensionnelle. Une analyse sera également menée sur l'impact de leur introduction sur le matériau : la déformation au niveau microstructural sous les anomalies sera caractérisée.

Nous mettrons l'accent dans la partie B sur la description de la démarche expérimentale mise en place. Celle-ci implique notamment l'utilisation d'un suivi électrique de la fissuration par mesure de la différence de potentiel. Cette méthode est souvent employée pour suivre la propagation d'une fissure mais nécessite une calibration soignée. L'étude numérique par éléments finis entreprise dans ce but sera présentée. L'analyse paramétrique effectuée permettra de déterminer les paramètres les plus influents sur la mesure électrique : la position des points de mesure et la forme du front de fissure. Des courbes de calibrations pour différentes configurations d'anomalies, position des points de mesure et forme de fissure ont ainsi été obtenues. On s'intéressera ensuite aux techniques mises en place pour identifier une courbe de calibration expérimentale, notamment la technique de marquage thermique du front de fissure. Les résultats obtenus par ces deux méthodes seront comparés et on tentera d'expliquer les différences observées. A l'issue de ces travaux, une stratégie générale de calibration de la technique de mesure de différence de potentiel sera proposée.

La partie C sera consacrée aux résultats expérimentaux. Une analyse paramétrique de l'influence de la contrainte maximale, de la température, du type et de la profondeur des anomalies sera présentée. Les comportements à l'amorçage seront décrits et des scénarios de propagation pour chaque type d'anomalie seront proposés. On caractérisera ensuite les stades de micropropagation des fissures s'amorçant à partir de rayures et de chocs. A ce niveau, la courbe de calibration de la méthode de suivi électrique, validée lors de la partie précédente, nous permettra d'exploiter l'ensemble des données acquises lors des essais en terme de vitesse de propagation. On cherchera à décrire le comportement des anomalies dans les différents stades de la propagation d'une fissure.

Dans la dernière partie (D), le rôle des contraintes résiduelles, générées lors de l'introduction des anomalies, sur le comportement à l'amorçage, en micropropagation et en propagation des différentes anomalies de surface sera évalué. Des essais spécifiques seront développés pour démontrer et comprendre leur influence. On s'attachera à présenter les résultats des méthodes qualitatives, expérimentales et numériques pour caractériser les champs de contraintes résiduelles introduits lors de la création des anomalies. Ces résultats nous permettront de proposer des pistes de modélisation des phénomènes observés dans le but de calculer de manière la plus précise possible la durée de vie en fatigue des pièces contenant de telles anomalies de surface.

Contexte, problématique industrielle et étude bibliographique

1. CONTEXTE	6
2. PROBLEMATIQUE INDUSTRIELLE	8
3. ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE	12
3.1. MODELISATION D'UNE FISSURE COURTE EN ENTAILLE	12
3.2. PRISE EN COMPTE DES ANOMALIES ARTIFICIELLES	16
3.3. INFLUENCE DES RAYURES	19
3.4. INFLUENCE DES CHOCS	22
4. ÉTUDES PRECEDENTES	27
4.1. PROJET OPSURCON	28
4.2. PROJET MODIFICATIONS MINEURES	29
5. CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES	31
BIBLIOGRAPHIE	33

Contexte, problématique industrielle et étude bibliographique

Dans cette première partie, nous allons introduire l'étude. Nous cernerons dans un premier temps le contexte qui correspond au développement de travaux de recherche pour caractériser le comportement des matériaux de turboréacteurs en fatigue. Nous exposerons ensuite plus précisément la problématique industrielle de dimensionnement en tolérance aux dommages des pièces les plus critiques des moteurs pour répondre aux nouvelles demandes de certification des autorités de sûreté aéronautique. Puis nous chercherons, dans la littérature et les études précédentes réalisées par SNECMA, des modélisations existantes et des pistes pour prendre en compte les phénomènes physiques mis en jeux et satisfaire les besoins industriels.

1. Contexte

Le domaine du transport aéronautique est actuellement en plein essor, notamment dans le domaine de la propulsion où les innovations sont nombreuses. SNECMA, filiale du groupe SAFRAN, compte parmi les plus importants motoristes aéronautiques au niveau mondial. La figure 1 illustre l'un de ses produits : le moteur CFM56-7 qui est l'un des plus fiables de sa génération et parmi les plus vendus au monde sur le marché des avions de plus de 100 places.



Figure 1. Moteur CFM56-7.

Le fonctionnement d'un turboréacteur est particulièrement complexe et regroupe plusieurs sous systèmes qui permettent d'assurer la poussée. Celle-ci résulte de l'accélération de l'air entre l'entrée et la sortie du moteur. La figure 2 est un schéma en coupe d'un turboréacteur qui illustre son principe de fonctionnement et positionne les différents étages du moteur.

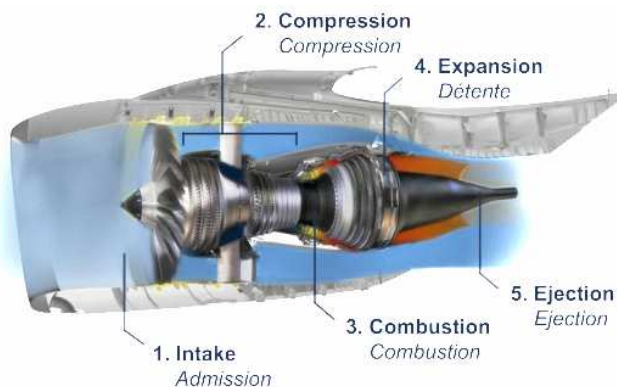


Figure 2. Schéma en coupe d'un turboréacteur.

Après l'admission de l'air à l'entrée du moteur par la soufflante, le flux d'air est divisé en deux parties par un bec de séparation. Le flux primaire transite dans les étages de compression, combustion, détente et éjection alors que le flux secondaire, guidé par les carters du moteur, est directement éjecté. Ce flux secondaire, accéléré par la soufflante, est responsable à 80% de la poussée du moteur. Le flux primaire passe quant à lui dans le compresseur qui l'amène dans la chambre de combustion dans les conditions de pression et de température souhaitées. En effet, au fur et à mesure de sa compression, la température de l'air s'élève et sa pression augmente. Ce flux est alors fortement chauffé par du kérosène enflammé de manière à ce qu'il se dilate et soit éjecté dans la turbine. Celle-ci utilise une partie de l'énergie apportée par ce flux primaire pour entraîner en rotation la soufflante et le compresseur via un arbre de turbine. L'air en provenance de la turbine finit ensuite son parcours dans la tuyère où il rejoint le flux secondaire pour assurer la poussée de l'appareil.

De par le fonctionnement très complexe d'un turboréacteur, une large gamme de matériau est utilisée pour assurer la meilleure performance du moteur. Le choix du matériau est généralement dicté par la température en service des pièces et le type de sollicitation auquel elles sont soumises. Par exemple, des alliages de titane (TA6V, Ti6242 ou Ti17) sont souvent choisis pour des pièces soumises à des températures dites « froides », c'est-à-dire inférieure à 500°C. Ces conditions correspondent au fan et à une partie de l'étage de compression. Au contraire, les aubes de turbine sont sollicitées à des températures pouvant dépasser 1000°C et sont principalement sollicitées en fluage. Les superalliages à base Nickel monocristallins semblent donc plus adaptés pour ce type de sollicitation. Pour les pièces soumises à des températures intermédiaires (entre 450°C et 700°C), telles les disques de turbine ou la partie haute du compresseur, le choix se portera plutôt sur des superalliages à base Nickel polycristallins tel le Waspalloy ou l'Inconel 718.

Dans un turboréacteur, les matériaux sont principalement soumis à trois types de sollicitations qui peuvent entraîner leur ruine : la fatigue, le fluage et l'oxydation. La fatigue est un phénomène correspondant à une répétition de contraintes mécaniques, thermiques ou thermomécaniques qui modifie les propriétés locales d'un matériau et peut entraîner la formation de fissures jusqu'à la rupture d'une structure. La tenue en fatigue des matériaux est une partie essentielle du dimensionnement des pièces de moteurs aéronautiques. Comme l'illustre le disque de turbine éclaté visible sur la figure 3, les conséquences d'une rupture d'une pièce peuvent être catastrophiques.



Figure 3. Photo d'un disque de turbine éclaté.

Différentes approches peuvent être retenues pour dimensionner les pièces sollicitées en fatigue. L'approche traditionnelle consiste à prédire la durée de vie totale d'une structure, c'est-à-dire la somme de la durée de vie à l'amorçage et de la durée de vie en propagation. On

définit la durée de vie à l'amorçage comme le nombre de cycle de chargement nécessaire à la création d'une fissure. La taille de cette fissure dépend du dimensionnement souhaité. A une échelle très fine, l'apparition d'anomalies microstructurales peut constituer un stade d'amorçage alors qu'à une échelle millimétrique, on considérera plutôt le temps nécessaire pour créer une fissure détectable par les méthodes de contrôle non destructif. La durée de vie en propagation est définie comme le nombre de cycles nécessaire pour faire propager la fissure définie par le stade d'amorçage jusqu'à une taille critique ou bien jusqu'à la rupture de la pièce. Suivant les conditions de sollicitations, la géométrie de la pièce et les durées de vie visées, l'une des parts d'amorçage ou de propagation peut être largement prépondérante par rapport à l'autre. Il appartient donc à l'ingénieur de choisir la durée de vie à dimensionner.

Dans cette étude, nous allons nous intéresser au dimensionnement en tolérance aux dommages d'un disque de turbine haute pression. Le principe de l'approche en tolérance aux dommages est de déterminer le nombre de cycle nécessaire pour qu'une anomalie ou une fissure se propage jusqu'à une taille critique. Le calcul de cette durée de vie se fait en propagation à l'aide de lois préalablement déterminées. L'objectif est généralement de définir des intervalles d'inspection des pièces des moteurs dans le but de vérifier la présence d'anomalies ou de fissures. L'estimation de leurs dimensions permet alors de décider si la pièce est encore apte au service ou si elle doit être réparée ou changée. La prochaine inspection du moteur sera également fixée en fonction de la taille des anomalies répertoriées.

La pièce choisie pour cette étude est le disque de turbine haute pression. Cette pièce est l'une des plus critiques à dimensionner car, au contraire des aubes de turbine, le carter moteur ne peut la retenir si elle rompt en service. Le matériau largement utilisé pour cette application est le superalliage à base Nickel Inconel 718 Direct Aged. Il possède en effet de très bonnes propriétés mécaniques et une bonne résistance à l'oxydation. Il convient donc parfaitement pour cette pièce qui peut être soumise à des températures jusqu'à 650°C.

2. Problématique industrielle

Dans le cadre de la certification en tolérance aux dommages, les autorités de sûreté aéronautique requièrent, de la part des motoristes, une évaluation de l'influence des anomalies sur la durée de vie en fatigue de leurs pièces. La présence d'anomalies peut en effet mener à l'éclatement d'une pièce. Ce risque n'est pas toléré pour les pièces les plus critiques des moteurs comme le disque de turbine haute pression dont l'éclatement ne peut être contenu. Le dimensionnement en fatigue de ces pièces est généralement un dimensionnement à l'amorçage dans le but d'éviter la formation de fissures. Mais, ce type de dimensionnement ne prend pas en compte la présence d'anomalies qui peuvent contribuer à la formation d'une fissure avant que la durée de vie à l'amorçage déterminée ne soit atteinte. Statistiquement, les éprouvettes utilisées pour caractériser le comportement à l'amorçage d'un matériau ne sont pas représentatives d'une pièce réelle au niveau du volume d'anomalies présentes. Il est donc absolument nécessaire de prendre en compte la présence d'anomalies dans le dimensionnement en fatigue de ces pièces.

Les anomalies susceptibles de mener à la ruine d'une structure avant qu'une fissure naturelle ne s'amorce peuvent être de plusieurs types :

- Les anomalies matériaux qui sont inhérentes à la microstructure du matériau (grains anormalement gros, carbures-nitrides pour l'Inconel 718, hard- α dans les

titanes, inclusions, ...) ou bien liés au processus de fabrication du matériau (anomalies de fonderie, ...).

- Les anomalies dues à l'usinage des pièces comme les zones affectées thermiquement par une soudure, les zones surchauffées suite à une rupture d'outil, les microfissures ou les endommagements générés lors d'un usinage sous conditions abusives (outil émoussé, vitesse trop rapide, absence de lubrification, ...).
- Les anomalies en service qui peuvent se créer lors de l'utilisation du moteur. On peut citer en exemple les anomalies dues aux phénomènes de corrosion ou celles dues à l'impact d'un objet étranger sur une pièce.
- Les anomalies de maintenance qui sont introduites dans les pièces lors des opérations de montage, démontage, manutention, utilisation, ... Ce sont, la plupart du temps, des anomalies de surface.



Figure 4. Opération de maintenance d'un moteur.

La prise en compte de la présence de ces anomalies est essentielle dans le dimensionnement d'une pièce. Toutefois, l'objectif des motoristes aéronautiques est de déterminer la marge la plus adaptée pour la définition des intervalles d'inspections. Leur surestimation conduit en effet à une augmentation des coûts d'opération de maintenance et à une diminution de la disponibilité opérationnelle d'un moteur. Ainsi, le besoin industriel est d'être le plus précis possible sur la modélisation des phénomènes physiques d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'anomalies.

L'influence des anomalies matériaux a fait l'objet de nombreuses études et est largement documentée dans la littérature. Leur impact sur la tenue en fatigue d'un matériau dépend de plusieurs paramètres dont le type d'anomalies. En effet, les anomalies inhérentes à la microstructure d'un matériau ou dues au processus de fabrication sont multiples : oxydes, retassures, inclusions, pores, ... Ces différents types d'anomalie ne se comportent généralement pas de la même manière et il est donc nécessaire en premier lieu de connaître le type d'anomalie à dimensionner. L'influence d'un type d'anomalie fixée dépend ensuite principalement de sa morphologie et de sa taille. Celles-ci peuvent être multiples et complexes et il est alors important de déterminer une modélisation simple d'une anomalie. Murakami et al. [MUR80, MUR02] ont été parmi les premiers à tenter de modéliser l'influence d'anomalies et hétérogénéités microstructurales. Ils proposent de définir la taille d'une anomalie par le paramètre $\sqrt{\text{aire}}$. Ce paramètre correspond à la racine carrée de l'aire projetée de l'anomalie dans le plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale

maximale. Il associe ensuite ce paramètre à la dureté H_v pour déterminer par des formules empiriques le seuil de propagation ΔK_{th} et la limite à l'endurance σ_w en traction du matériau :

$$\Delta K_{th} = 3,3 \cdot 10^{-3} (H_v + 120) \sqrt{aire}^{1/6} \quad (1)$$

$$\sigma_w = \frac{A(H_v + 120)}{\sqrt{aire}^{1/6}} \left[\frac{1-R}{2} \right]^\alpha \quad (2)$$

Avec $\alpha = 0,226 + H_v \cdot 10^{-4}$, R est le rapport de chargement et A est une constante fonction de la position de l'anomalie : $A=1,43$ pour les anomalies en surface et $A=1,56$ pour les anomalies internes.

Murakami et al. montrent que cette approche semble valable pour divers aciers, fontes et alliages d'aluminium. On peut également citer Byrne et al. [BYR99] qui utilisent une approche du même type pour déterminer l'influence d'inclusions non métalliques sur la durée de vie en fatigue du Waspalloy à 650°C. Ils montrent que les anomalies menant à la rupture correspondent souvent à des grappes d'inclusions. Ils indiquent alors qu'en utilisant la taille initiale de cette grappe, l'amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte déterminée correspond au seuil de propagation du matériau à des rapports de charge élevé, c'est-à-dire dans des conditions où on n'a pas de fermeture de fissure. L'utilisation de cette taille est donc un bon indicateur pour calculer le seuil de propagation à partir d'inclusions.

Il existe aussi des approches probabilistes pour appréhender l'influence des anomalies sur la tenue en fatigue. Karlen et al. [KAR11] ont notamment développé ce type d'approche pour déterminer l'influence d'une distribution aléatoire d'anomalies de différentes tailles sur les performances en fatigue d'une pièce entaillée ou non. Ils étudient particulièrement l'incidence de la fraction volumique d'anomalies ainsi que la distribution de taille et relie l'estimation de ces paramètres à un facteur d'entaille en fatigue pour déterminer la probabilité de rupture d'une pièce. Cependant, l'approche mise en place dans cette étude évalue une limite de fatigue conservative par rapport à celle obtenue expérimentalement.

Ainsi, de nombreuses approches sont disponibles dans la littérature pour caractériser le comportement des anomalies matériaux et modéliser leur influence sur le seuil de propagation et la limite de fatigue. L'impact de la présence des anomalies d'usinage et des anomalies en service, notamment de type corrosion, a également fait l'objet de nombreux travaux. En revanche, il semble qu'un manque existe dans la littérature concernant la nocivité des anomalies dites « de maintenance ». Il s'agit donc ici, de caractériser l'influence de la présence de ce type d'anomalies sur la tenue en fatigue des pièces de moteurs. Une large analyse des moteurs de la flotte SNECMA a été menée dans le but de déterminer les anomalies statistiquement les plus représentatives des anomalies pouvant être introduites lors d'opérations de manutention, parmi celles présentes dans les pièces réelles. Deux géométries ont été retenues : les rayures et les chocs. L'étude a donc pour but de caractériser les mécanismes régissant l'amorçage et la propagation d'une fissure à partir de rayures ou de chocs.

Actuellement, la durée de vie de ce type d'anomalie est déterminée à SNECMA en utilisant une approche qui consiste à assimiler l'anomalie à une fissure déjà amorcée et se propageant suivant un comportement de fissure longue. Cette méthodologie de calcul est résumée sur la figure 5. L'anomalie est modélisée comme une fissure semi elliptique de même profondeur 'a' et de même longueur 'c' en surface. On détermine alors sa propagation en utilisant une loi de Paris, classiquement employée pour calculer les vitesses de propagation des fissures considérées comme longues. Le calcul est stoppé lorsque la surface non fissurée

rompt de manière ductile, c'est-à-dire lorsque la contrainte dans la surface non fissurée est supérieure à la résistance maximale en traction du matériau, ou lorsque le facteur d'intensité de contrainte maximal $K_{\max}$ atteint la valeur de la ténacité K_{Ic} du matériau. Ce type de calcul est programmé à SNECMA sous la dénomination PROPAG. Il est utilisé pour déterminer le nombre de cycles en propagation d'une fissure longue. Comme le montre la figure 6, le résultat de cette méthodologie de calcul donne des durées de vie conservatives par rapport aux durées de vie expérimentales obtenues sur éprouvettes contenant des anomalies de surface. En fonction du type d'anomalie et de sa profondeur, il existe en effet un facteur compris entre deux et six entre la durée de vie expérimentale et la durée de vie calculée de cette manière. Cette approche contribue à la définition de marges trop importantes pour les intervalles d'inspection des moteurs. Il apparaît donc indispensable de mieux modéliser le comportement en fatigue des rayures et des chocs qui peuvent être introduits lors de la maintenance des pièces.

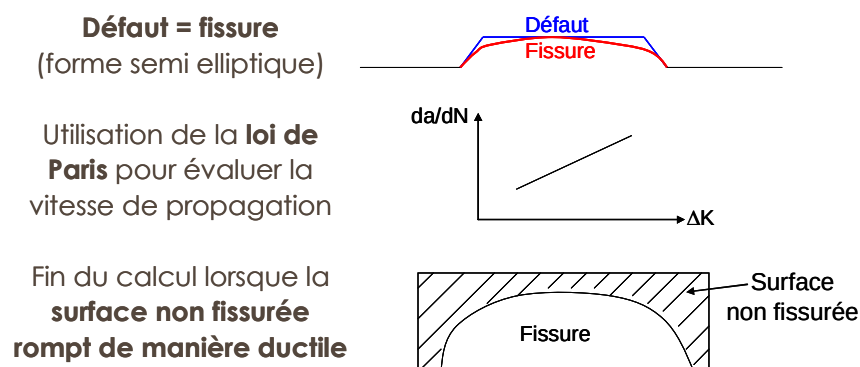


Figure 5. Méthode actuellement utilisée par SNECMA pour le calcul de la durée de vie d'une anomalie de surface.

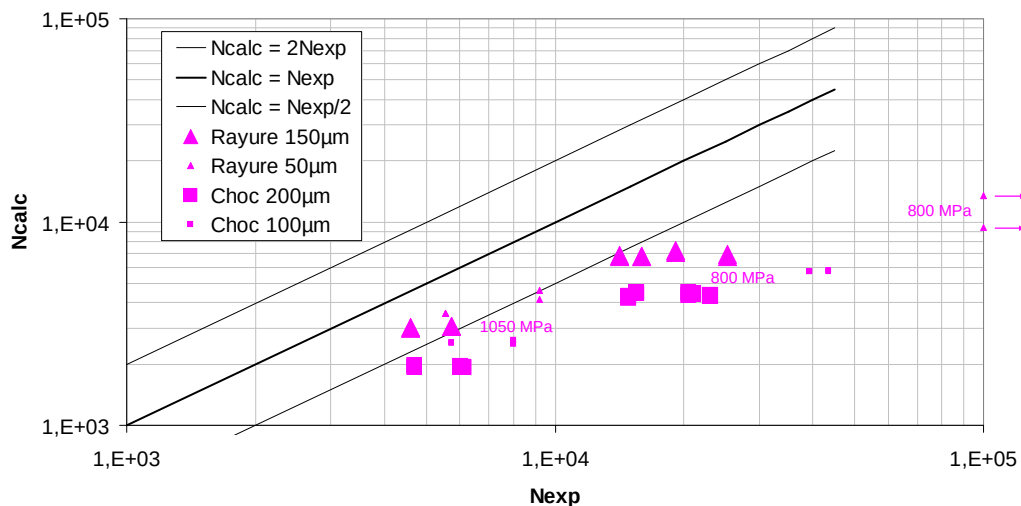


Figure 6. Comparaison entre durée de vie expérimentale et calculée - essais sur Inconel 718DA - 550°C - R=0,05.

Différents facteurs pourraient expliquer la mauvaise corrélation obtenue entre les durées de vie expérimentales et calculées. La cohérence de négliger la partie amorçage et de considérer l'anomalie comme une fissure longue sera ainsi à vérifier. De la même manière, dans la méthodologie de calcul de SNECMA, le comportement des fissures courtes n'est pas

modélisé. Les contraintes résiduelles et la géométrie de l'entaille peuvent aussi présenter un impact important sur la durée de vie des rayures et des chocs. L'étude bibliographique menée ci-après devrait nous permettre d'évaluer la pertinence de ces pistes de manière à construire une stratégie expérimentale adaptée à la caractérisation du comportement des anomalies de surface en fatigue.

3. Étude bibliographique

3.1. Modélisation d'une fissure courte en entaille

On peut tout d'abord penser que le comportement des fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type rayure et choc peut s'apparenter à un comportement de fissures courtes en entaille. L'effet de fissure courte en propagation a donné lieu à de nombreuses études au cours des dernières décennies. Pearson en 1975 [PEAR75] a été le premier à observer que des fissures de longueur inférieure à 0,5 mm peuvent se propager plus vite que des fissures plus longues. Suresh et Ritchie ont également montré en 1984 [SUR84] que le seuil de propagation des fissures courtes est plus faible que celui communément admis des fissures longues. Ils ont aussi démontré que la vitesse des fissures courtes augmente avec un chargement élevé. Lankford [LAN82] a quant à lui mis en évidence sa dépendance à la taille de grain dans un alliage d'aluminium. Les résultats de Suresh et Ritchie et de Lankford sont résumés sur la figure 7.

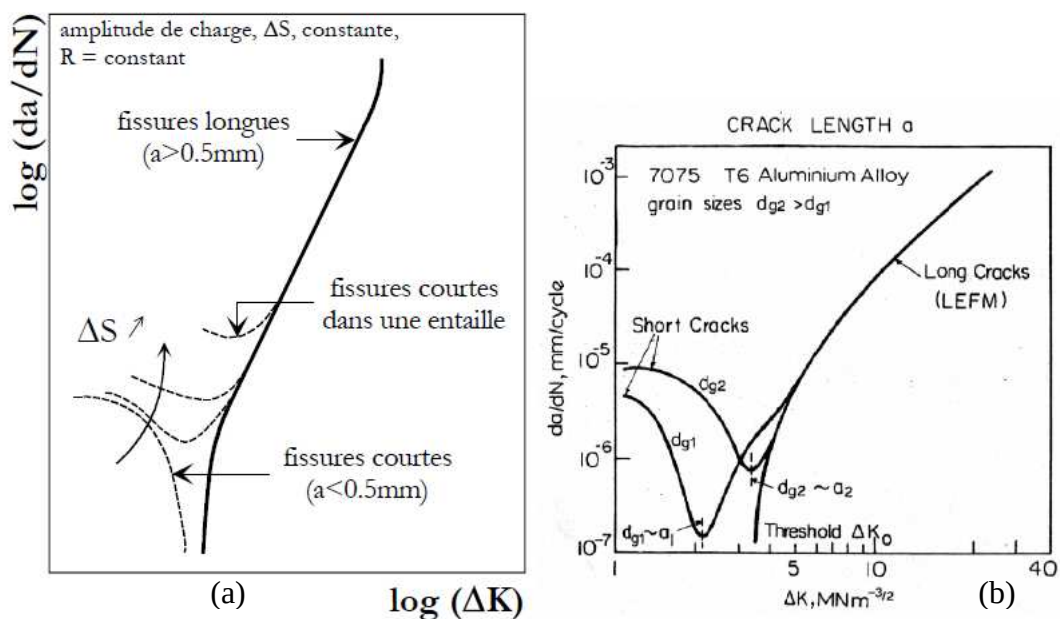


Figure 7. Effet de fissure courte par rapport aux fissures longues : influence du chargement (a) d'après Suresh [SUR91] et influence de la taille de grain (b) [LAN82].

De nombreux travaux, dont ceux de Miller [MIL87] et Pineau [PIN88], ont ensuite permis d'aborder la question des domaines de validité de la mécanique de la rupture en fonction du type de fissure. Suresh et Ritchie [SUR84] ont en effet séparé les fissures en plusieurs catégories suivant leur taille. On distingue donc :

- les fissures *microstructuralement* petites dont la taille est comparable aux dimensions de l'unité métallurgique représentative du matériau, comme la taille de grain par exemple ;

- les fissures *mécaniquement* petites qui ont une taille de l'ordre de grandeur de la zone plastique en pointe de fissure ;
- les fissures *physiquement* petites qui ont une dimension supérieure au paramètre microstructural représentatif et à la taille de la zone plastique en pointe de fissure mais qui reste inférieure à la taille des fissures longues traditionnellement étudiées, c'est-à-dire inférieure à environ 1mm ;
- les fissures qui n'appartiennent pas aux catégories précédentes et dont la vitesse anormalement élevée est due aux effets de l'environnement comme l'oxydation ou la corrosion, peuvent être appelées *chimiquement* petites.

Miller [MIL87] utilise ainsi un diagramme de Kitagawa-Takahashi pour représenter le comportement des petites fissures en fonction de leur taille (cf. figure 8). Ce type de diagramme permet de définir des domaines de rupture et de non rupture en fonction de la limite de fatigue et de la valeur du seuil de propagation d'un matériau. Dans son diagramme, Miller indique que les fissures microstructuralement petites peuvent se propager à un seuil inférieur à celui des fissures longues. Il représente aussi le cas d'une fissure en entaille (courbe en pointillés) où le domaine d'application de la mécanique de la rupture semble moins bien défini. En effet, les contraintes en fond d'entaille sont plus élevées mais elles diminuent au fur et à mesure qu'on s'en éloigne. En fonction de la distance par rapport au fond de l'entaille, une fissure peut donc aussi bien se retrouver dans un régime de fissure longue décrit par la mécanique linéaire de la rupture que dans le cas d'une fissure non propageante provoquant un arrêt de la propagation.

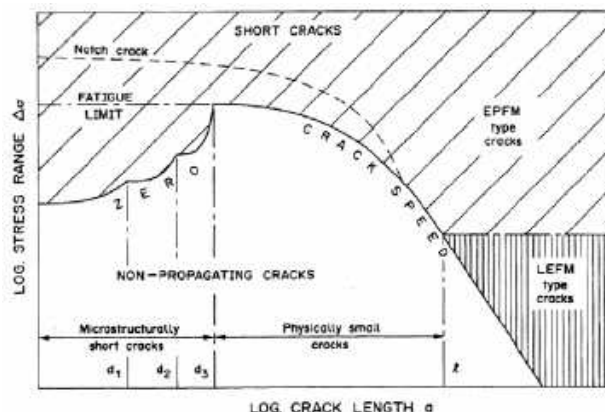


Figure 8. Extension du diagramme de Kitagawa-Takahashi pour décrire le comportement des fissures courtes en fonction de leur taille [MIL87].

L'aspect du seuil de propagation des fissures courtes a également fait l'objet d'études approfondies, notamment par Pineau [PIN88], Minakawa et al. [MIN83], Clément et al. [CLEM84] et Journet et al. [JOUR89]. Il apparaît clairement que le seuil de propagation des fissures courtes est inférieur à celui des fissures longues. Cette spécificité semble pouvoir être rattachée au moins en partie à l'effet de fermeture de fissure. Elber [ELB71] a été le premier à mettre en évidence le fait qu'une fissure de fatigue peut demeurer partiellement fermée durant une partie du cycle de chargement, même sous une sollicitation de traction. Elber montre que l'amplitude de chargement durant laquelle la fissure est totalement ouverte est inférieure à l'amplitude du chargement appliquée et qu'il existe donc une contrainte d'ouverture de la fissure comme l'illustre la figure 9. Il est donc nécessaire, pour calculer la vitesse de propagation d'une fissure, de prendre en compte une amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}}$, où K_{ouv} est le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture de la fissure. Selon Elber, la fermeture de la fissure est causée par l'effet du sillage plastique

sur les lèvres de la fissure. Il a été montré par la suite que d'autres phénomènes peuvent également contribuer à cet effet, comme l'oxydation, la transformation de phase ou encore la rugosité des lèvres de la fissure [SUR91].

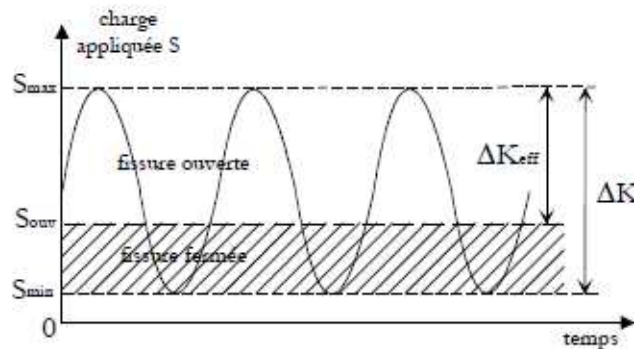


Figure 9. Illustration du concept de fermeture de fissure [SAN00].

L'effet de fissure courte en entaille a également été largement documenté. Ainsi Leis [LEI85] sépare la zone d'influence d'une entaille en une zone plastique et une zone élastique. Il montre que les fissures courtes se propageant dans la zone plastique de l'entaille ont une vitesse beaucoup plus élevée que les fissures longues comme l'illustre la figure 10. Il souligne en revanche le fait que si la fissure se propage depuis la zone élastique, alors l'écart de vitesse avec les fissures longues est assez faible : inférieur à 10%.

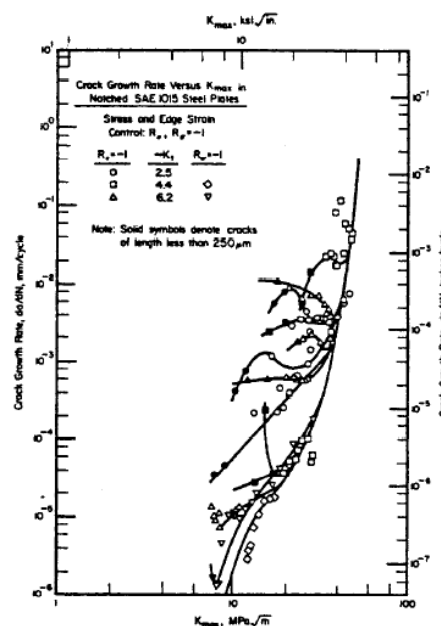


Figure 10. Vitesse de propagation des fissures courtes se propageant dans la zone plastique d'une entaille [LEI85].

Cela a également été mis en évidence par Pommier et al. [POM95] et Sansoz et al. [SAN02] sur des éprouvettes entaillées en superalliage N18. Dans ces études, les auteurs prennent en compte la fermeture réelle de la fissure pour modéliser le comportement des fissures courtes en entaille. Pommier et al. utilisent l'hypothèse que la fissure se ferme au même instant sur tout le front semi elliptique et montre qu'un calcul par éléments finis de la

fermeture de la fissure permet de corriger efficacement la vitesse de propagation des fissures courtes par rapport aux vitesses mesurées sans entaille. Sansoz et al. améliorent la modélisation par éléments finis des effets de fermeture en calculant la contrainte d'ouverture en surface et à l'intérieur de l'éprouvette. Ils montrent que le phénomène de fermeture est plus important en surface qu'à l'intérieur du matériau. En prenant en compte cette différence pour calculer numériquement l'évolution de la forme du front et la propagation d'une fissure courte en entaille, Sansoz et al. sont alors capables de montrer que le phénomène de fissure courte est bien pris en compte dans ce cas et qu'on retrouve une vitesse semblable à celle des fissures longues sans entaille (cf. figure 11).

Des travaux de modélisation de cet effet ont également été tentés par Wu et al. [WU98] qui proposent une version empirique du facteur d'intensité de contrainte ou par Shin et Smith [SHIN88] qui prennent en compte des mesures expérimentales d'ouverture de fissures pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} . Ces études soulignent la nécessité de prendre en compte l'effet de fermeture de fissure pour décrire le comportement de fissures courtes en entaille.

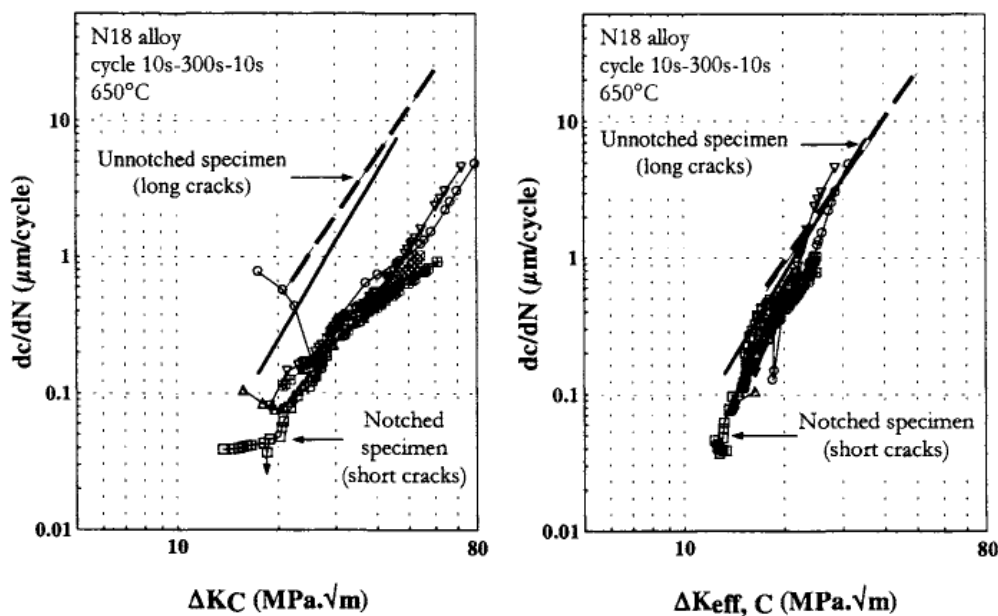


Figure 11. Comparaison des vitesses de fissuration dans des éprouvettes entaillées ou non avec (b) et sans (a) modélisation de l'effet de fermeture de fissure [SAN02].

Néanmoins, l'ensemble de ces travaux met en lumière une vitesse de propagation plus élevée pour les fissures courtes que pour les fissures longues pour une même valeur d'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . En toute logique, modéliser une vitesse de propagation plus importante pour les fissures courtes conduirait, dans le cas de notre étude, à obtenir une durée de vie plus faible que celles déterminées en assimilant l'anomalie à une fissure longue. Les résultats expérimentaux préliminaires à l'étude montrent l'effet inverse. Si un effet de fissure courte est présent, il semble donc qu'il soit contrebalancé par d'autres phénomènes qui conduisent à un résultat opposé. Modéliser uniquement le comportement d'une fissure courte en entaille ne semble donc pas adapté pour caractériser le comportement de fissures à partir de rayures et de chocs.

3.2. Prise en compte des anomalies artificielles

D'autres études se consacrent à l'influence de la présence d'anomalies artificielles sur la tenue en fatigue. Ainsi, Nazmy et al. [NAZ01] étudient le comportement en fatigue à grand nombre de cycle (High Cycle Fatigue : HCF) d'un alliage TiAl à 700°C et 750°C comportant des anomalies artificielles. Les anomalies sont introduites par un outil spécial de fraisage avec une pointe en diamant d'un rayon de 30 μm . Leur profondeur varie entre 0,04 et 0,8 mm. Il montre que, pour une taille d'anomalie proche de la taille des éléments caractéristiques de la microstructure, comme la taille des colonies lamellaires pour l'alliage TiAl étudié, la limite de fatigue dépend plutôt de la microstructure que de la taille de l'anomalie. En traçant un diagramme de Kitagawa (cf. figure 12), représentant la limite de fatigue en fonction de la taille de l'anomalie, Nazmy et al. notent que le comportement de fissures courtes à partir d'anomalies artificielles est convenablement décrit par la valeur effective du seuil de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{\text{eff,th}}$. Ce type de diagramme s'avère ainsi être un outil utile pour dimensionner la taille maximum tolérable d'une anomalie en fatigue HCF.

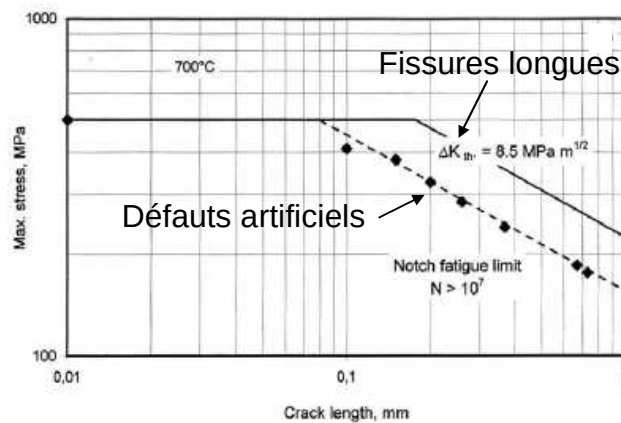


Figure 12. Comparaison de la limite de fatigue obtenue sur fissures longues et sur anomalies artificielles dans un diagramme de Kitagawa [NAZ01].

Giglio et al. [GIG10] tentent également d'établir une méthodologie pour déterminer la tolérance aux anomalies dans une pièce de structure. Les auteurs basent leur travail sur les mises en évidence disponibles dans la littérature du fait qu'à la limite de fatigue, des fissures non propageantes sont observées au voisinage des anomalies présentes dans le matériau. Des simulations numériques et des essais expérimentaux sont alors mis en place. Les simulations décrivent les niveaux de contraintes auxquels serait soumis une éventuelle anomalie en fonction de sa position dans la pièce considérée. L'étude expérimentale permet de caractériser les conditions de non propagation d'une fissure courte dans le matériau de l'étude. La combinaison de ces données fournit un facteur de sécurité pour empêcher la propagation d'une fissure à partir d'une anomalie sur chaque zone critique d'une pièce.

Beretta et al. [BER11] cherchent aussi à évaluer l'influence d'anomalies de surface sur le seuil de propagation d'une fissure sollicitée en mode III. Des anomalies superficielles de profondeur et longueur maximale respectivement 200 μm et 2 mm sont introduites par électroérosion dans une éprouvette où un polissage électrolytique a permis d'enlever les contraintes résiduelles en surface. Les essais de torsion menés montrent que le seuil de propagation en mode III $\Delta K_{\text{th,III}}$ est à peu près équivalent à celui déterminé en mode I $\Delta K_{\text{th,I}}$. De plus, il est observé un effet de fissures courtes fortement dépendant de la taille de

l'anomalie initiale. Cet effet est caractérisé par l'obtention, après pré fissuration en mode I, d'une propagation stable en mode III pour des valeurs d'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{III} où la vitesse en mode III est beaucoup moins importante qu'en mode I.

Endo et al. consacrent plutôt leurs efforts à la caractérisation du comportement à l'amorçage de petits trous sous chargement combiné et en déphasage [END06, END11]. Le critère qu'ils développent se base sur les observations expérimentales qui suggèrent que le seuil de propagation sous chargement biaxial est égal au seuil sous chargement uniaxial en mode I. Pour un chargement à rapport de charge $R = -1$, on peut alors exprimer cette égalité sous la forme : $\sigma_1 + k.\sigma_2 = \sigma_W$, avec σ_W la limite de fatigue en traction uniaxiale, σ_1 et σ_2 les contraintes des chargements de traction et de torsion correspondant à la limite de fatigue sous chargement biaxial et k un facteur correctif prenant en compte la géométrie de l'éprouvette. Endo et al. proposent une extension de ce critère pour les chargements combinés et déphasés. Dans ce cas, le paramètre $\sigma_1 + k.\sigma_2$ évolue en fonction du temps et du déphasage δ . Les auteurs écrivent alors le critère de la manière suivante : $(\sigma_1 + k.\sigma_2)_{\max} = \sigma_W$. La grandeur $(\sigma_1 + k.\sigma_2)_{\max}$ correspond au maximum dans le temps du paramètre $\sigma_1 + k.\sigma_2$. Ce critère peut être tracé sur un graphique représentant le rapport de l'amplitude de la contrainte de cisaillement sur la limite de fatigue τ_a/σ_W en fonction du rapport de l'amplitude de la contrainte de traction sur la limite de fatigue σ_a/σ_W comme sur la figure 13.

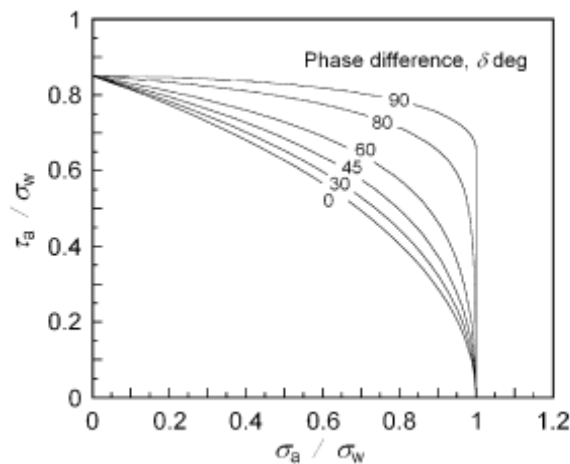


Figure 13. Courbe du critère de fatigue étendu par Endo pour les chargements biaxiaux déphasés [END06].

L'application de ce critère pour des aciers contenant des trous percés de diamètre et profondeur 100 ou 500 μm donne de bons résultats pour des chargements de traction torsion en phase et hors phase. Dans ce cas, on a utilisé le terme $\sqrt{\text{aire}}$ pour caractériser l'anomalie de surface et la formulation de Murakami pour déterminer la limite de fatigue σ_W (avec $R=-1$ et $A=1,43$) :

$$\sigma_W = \frac{1,43.(H_V + 120)}{\sqrt{\text{aire}}^{1/6}} \quad (3)$$

On peut noter que la plupart des études prenant en compte la tenue en fatigue d'anomalies artificielles cherchent plutôt à caractériser la tolérance à l'amorçage de ces anomalies. Quelques auteurs s'intéressent à leur comportement en propagation. Cependant, les conditions utilisées ne permettent pas de transposer les résultats de leurs travaux au cas de notre étude. Par exemple, Menzel et al. [MEN08] s'intéressent à la propagation de fissures à partir d'anomalies artificielles circulaires et linéaires dans un matériau de type verre

métallique. Le matériau qu'ils utilisent étant particulièrement différent du superalliage Inconel 718DA testé dans notre étude, son travail semble difficilement applicable à notre cas.

On peut également citer d'autres auteurs, comme Lin et al. [LIN97] ou Song et al. [SON97], qui étudient l'interaction entre des fissures émanant d'anomalies rapprochées. Song et al. s'intéressent notamment à l'influence de la position relative de deux trous de 500 μm de diamètre et de profondeur sur l'amorçage et la propagation de fissures dans un alliage d'Aluminium. Pour examiner l'amorçage, les auteurs font varier l'angle entre les deux trous entre les valeurs $\theta=0^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ et 90° en maintenant une distance constante de 0,75 mm entre les centres des trous. Pour étudier la propagation, c'est cette distance qui est modifiée entre 0,75 mm, 1,25 mm et 1,5 mm avec un angle entre les trous maintenu à 45° . Les auteurs montrent que le comportement à l'amorçage est fortement influencé par ces paramètres. Le facteur d'intensité de contrainte et la déformation locale ne permettent pas d'expliquer cette influence. Une corrélation est possible en prenant en compte la déformation locale ε_l ainsi que la taille de la zone plastique dans le paramètre A_{pe} suivant :

$$A_{pe} = \varepsilon_l \cdot A^3 \text{ avec } A = A_2/A_1$$

Où A_2 est la taille de la zone plastique dans le cas de la présence de 2 anomalies et A_1 dans le cas d'une anomalie unique. La corrélation avec la durée de vie à l'amorçage N_i obtenue est donnée par l'équation (4) suivante et les résultats sont tracés sur la figure 14.

$$N_i = \left(\frac{A_{pe}}{9 \cdot 10^4} \right)^{-0,76} \quad (4)$$

La distance L entre les deux trous, de rayon r , apparaît aussi très importante pour le comportement en propagation des fissures. Pour une distance de 0,75 mm, soit un rapport distance sur rayon $L/r = 3$, les fissures qui se créent entre les deux trous se propagent lentement jusqu'à la coalescence avec l'autre trou. Ces fissures se propagent plus lentement que les fissures créées de l'autre côté des trous qui se propagent perpendiculairement à la direction du chargement. Lorsqu'on augmente la distance entre les trous (rapport $L/r = 5$), on observe encore une interaction entre les fissures amorcées entre les deux trous : elles se propagent avec une légère déviation et à une vitesse lente jusqu'à l'arrêt de leur propagation. Pour une distance encore plus élevée (rapport $L/r = 6$), les fissures semblent initialement indépendantes mais la fissure la plus grande prend le pas sur la fissure amorcée à partir de l'autre trou : cette dernière s'arrête et devient non propageante. La figure 15 schématise les résultats de Song et al. sur l'effet de la distance entre les deux trous sur la propagation des fissures.

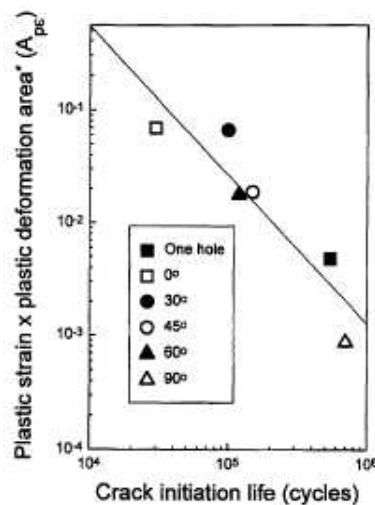


Figure 14. Relation entre le paramètre reliant la déformation locale et la taille de la zone plastique et le nombre de cycle à l'amorçage [SON97].

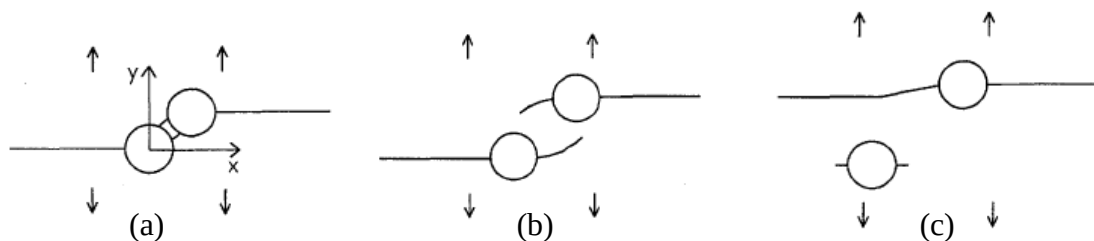


Figure 15. Effet de la distance entre deux trous sur la propagation de fissure. $L/r=3$ (a). $L/r=5$ (b). $L/r=6$ (c) [SON97].

Dans leur étude, Lin et al. [LIN97] utilisent plutôt une technique de simulation par éléments finis pour étudier le comportement avant, pendant et après la coalescence de fissures issues d'anomalies de surface multiples. Ils montrent qu'une technique pas à pas de calcul par éléments finis permet de modéliser efficacement l'évolution de fronts de fissures complexes. Ils démontrent qu'avant la coalescence, les fissures multiples sont quasiment indépendantes les unes des autres jusqu'à ce qu'elles soient vraiment très proches. Pendant la coalescence, la forme du nouveau front de fissure obtenu évolue petit à petit d'une forme initiale avec un ou des points concaves jusqu'à un unique front convexe et lisse (cf. figure 16). Cela provient du fait que le facteur d'intensité de contrainte des points concaves augmente de manière importante immédiatement après la coalescence des fissures et qu'il diminue au fur et à mesure que le front reprend une forme convexe traditionnelle. Le facteur d'intensité de contrainte des régions éloignées des points concaves n'est pas affecté par la coalescence et augmente progressivement avec la taille de la fissure.

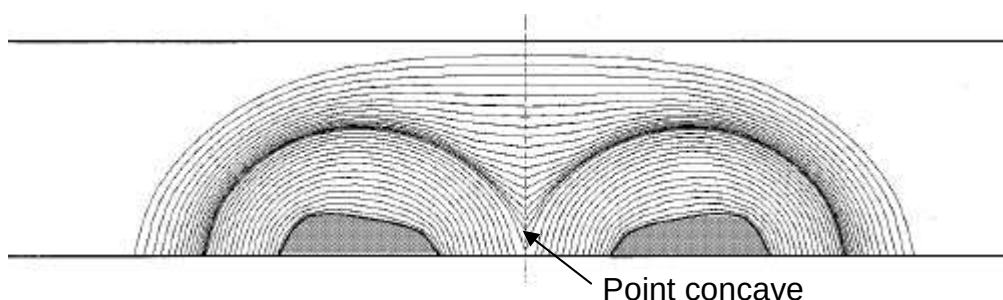


Figure 16. Evolution du front de fissure issu de deux anomalies irrégulières sous une sollicitation de traction [LIN97].

3.3. Influence des rayures

Les études présentes dans la littérature sur l'influence des anomalies artificielles sur les performances en fatigue d'une pièce ne semblent pas permettre d'appréhender efficacement le comportement de rayure ou de choc. En effet, les anomalies de surface étudiées ici sont censées être représentatives d'anomalies pouvant être introduites lors de la maintenance des pièces. On peut donc raisonnablement penser que la géométrie de l'anomalie ainsi que sa méthode d'introduction vont jouer un rôle important sur son comportement en fatigue. Il semble que très peu d'études s'intéressent aux anomalies de type rayure et choc.

Lorsque c'est le cas, comme dans l'étude de Cini et Irving sur les rayures [CIN10], l'accent est plutôt mis sur l'influence de l'effet d'entaille et la modélisation de la résistance en fatigue. Dans cette étude, les auteurs introduisent des rayures traversantes de profondeur

comprise entre 25 et 185 μm et de rayon en fond d'entaille compris entre 5 et 50 μm dans des éprouvettes planes d'Aluminium 2024-T351 d'épaisseur 2 mm. Ces éprouvettes sont ensuite testées en fatigue à une fréquence de 10 Hz, pour une amplitude constante avec un rapport de charge $R = 0,1$ et une contrainte maximale $\sigma_{\text{max}} = 200 \text{ MPa}$. Les résultats expérimentaux, illustrés sur la figure 17 où ρ correspond au rayon au fond d'entaille, montrent que la durée de vie des éprouvettes diminue lorsque la profondeur des rayures augmente et lorsque leur rayon en fond d'entaille diminue.

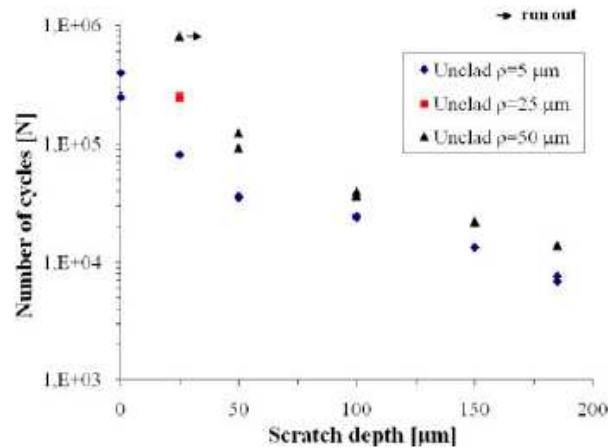


Figure 17. Durée de vie en fatigue en fonction de la profondeur et du rayon en fond d'entaille des rayures [CIN10].

Le comportement en propagation est également affecté par le facteur de concentration de contrainte qui dépend directement de la profondeur et du rayon en fond d'entaille des rayures. En effet, pour $K_t \geq 9$, la coalescence des fissures au fond de la rayure semble immédiate après l'amorçage (cf. figure 18 (a)). Cela conduit à une longueur finale de fissure uniforme sur la largeur de l'éprouvette. Pour $4 \leq K_t \leq 9$, on observe plusieurs points d'amorçages, de nucléation comme illustré sur la figure 18 (b). On observe dans ce cas une coalescence retardée. On remarque alors que pour une profondeur de rayure supérieure à 100 μm , la coalescence a lieu avant la rupture et se produit sur toute la largeur. En revanche pour des profondeurs de rayures inférieures à 100 μm , la coalescence n'a pas lieu et la rupture se produit alors à cause d'une petite fissure qui s'est propagée.

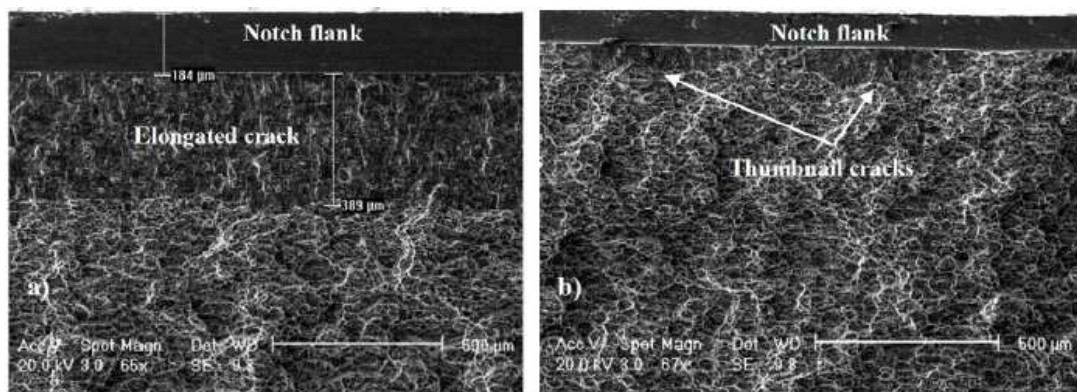


Figure 18. Faciès de rupture pour une rayure de 185 μm et un rayon en fond d'entaille de 5 μm (a) et pour une rayure de 100 μm et un rayon en fond d'entaille de 25 μm (b) [CIN10].

Les auteurs attribuent ces effets à la géométrie de la rayure qui, en fonction de sa concentration de contrainte, a un impact sur la forme et l'intensité de la zone plastique en pointe d'anomalie (cf. figure 19) et influe sur le nombre de cycle nécessaire pour créer une fissure de 50 μm . En effet, pour un même K_t , c'est-à-dire pour un même ratio rayon en fond d'entaille sur profondeur de rayure ρ/d , et à une même distance du fond de l'entaille, la contrainte est plus importante lorsque l'entaille a un rayon plus important. C'est vérifié jusqu'à une distance de 50 μm du fond de l'entaille. On peut donc s'attendre à ce qu'une fissure se propage plus rapidement depuis le bord de la zone plastique (environ 20 - 30 μm) jusqu'à 50 μm pour les rayures émoussées car les contraintes sont plus fortes (pour un même facteur de concentration de contrainte K_t).

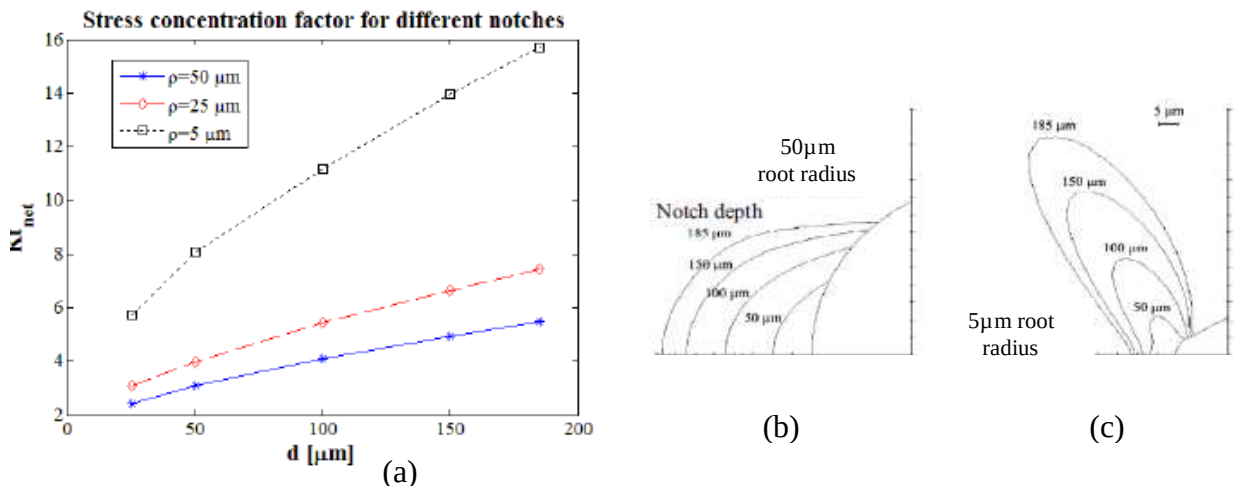


Figure 19. Valeur de la concentration de contrainte en fonction de la profondeur et du rayon en fond d'entaille de la rayure (a). Formes des zones plastiques en fonction de la profondeur de rayures à rayon en fond d'entaille de 50 μm (b) et 5 μm (c) [CIN10].

Il apparaît que les premiers stades de propagation, jusqu'à 50 μm , occupent la majeure partie de la durée de vie des éprouvettes. Cela incite les auteurs à affirmer que ce sont bien les effets d'entaille qui gouvernent la durée de vie totale. Ils expliquent que les dimensions de la rayure affectent la contrainte en fond d'entaille et par conséquent l'amorçage et la nucléation des fissures jusqu'à une distance de 50 μm . Les auteurs observent également un comportement de fissure courte en propagation jusqu'à la rupture. Ce comportement ne semble pas affecté par la géométrie des rayures.

Zhao et al. [ZHA09] étudient le même type de rayure que celles décrites précédemment. Leur approche cherche à caractériser l'évolution des propriétés du matériau au voisinage de la rayure pour améliorer la compréhension de la rupture par fatigue des structures rayées. Dans ce but, les auteurs ont décidé d'étudier la dureté du matériau au niveau d'une rayure. Des mesures de microdureté sont effectuées en surface et de nanodureté sur le profil d'une rayure. Les résultats obtenus sont visibles sur la figure 20. Les mesures en surface indiquent qu'il y a un domaine où la microdureté est affectée par la présence de la rayure. Ce domaine correspond à peu près à deux fois la largeur de la rayure en surface. Très proche de la rayure, la dureté est plus faible que la dureté standard du matériau puis elle augmente jusqu'à atteindre un maximum avant de diminuer pour se retrouver stable à une valeur de saturation (cf. figure 20 (a)). Les mesures sur le profil de la rayure révèlent un écrouissage du matériau au voisinage immédiat de la surface de la rayure de chaque côté de celle-ci. La profondeur affectée est de 50 μm environ pour les rayures de 60 μm de profondeur et de 100 μm pour les rayures de 100 μm . Cet écrouissage est également présent en fond d'anomalie mais la profondeur affectée est

moins élevée : 20 μm pour les rayures les moins profondes et 30 μm pour les autres. Grâce à ces mesures, une cartographie de distribution de dureté a pu être élaborée (cf. figure 20 (b)). Celle-ci comprend des zones adoucies D_s (softened), des zones durcies D_h (hardened) et des zones non affectées D_u (unaffected). Cette cartographie met en valeur des zones adoucies en surface proche de la rayure et des zones écrouies le long de l'anomalie dans la profondeur avec une zone affectée approximativement de la même taille que la rayure.

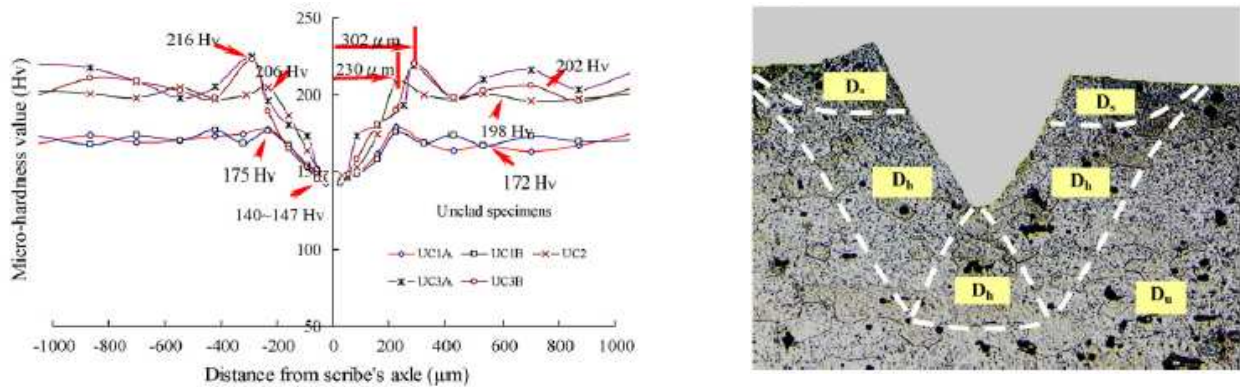


Figure 20. Profil de microdureté en surface au bord d'une rayure (a). Cartographie des zones écrouies autour du profil d'une rayure (b) [ZHA09].

Les auteurs soulignent que l'effet d'écrouissage observé peut générer un effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue des éprouvettes rayées. Cependant cet effet devrait être relativement faible par rapport à la concentration de contraintes de la rayure qui réduit considérablement la durée de vie.

Ces études montrent que le comportement de rayures en fatigue est dépendant de leur géométrie et de leur profondeur qui modifient la concentration de contrainte en fond d'anomalie ainsi que de l'écrouissage généré sous la rayure lors de son introduction dans le matériau. Il semble également nécessaire de déterminer, en fonction de la contrainte appliquée, la part respective de l'amorçage et de la propagation d'une fissure à partir d'une rayure dans la durée de vie totale. La prépondérance de l'une de ces deux parts dans la durée de vie en fatigue de rayure peut en effet contribuer à modifier l'approche utilisée pour modéliser leur comportement en fatigue.

3.4. Influence des chocs

Les études se consacrant aux chocs concernent plutôt les chocs dus à l'impact d'un objet étranger sur une pièce au cours d'un vol ou lors de l'utilisation en service du moteur. En effet, notamment lors des phases de décollage et d'atterrissage, il n'est pas rare que le moteur absorbe des objets étrangers, comme des graviers ou des débris présents sur la piste, qui viennent alors percuter les pièces et créer des anomalies de surface. Typiquement, la taille des objets incidents est de l'ordre du millimètre et les vitesses d'impact sont généralement comprises entre 100 et 350 m.s^{-1} .

Dans la problématique d'étude de l'influence de ce type de choc sur la tenue en fatigue d'une pièce, Chen et Hutchinson [CHEN02] évaluent la taille critique d'une anomalie de type choc bille sur les performances en fatigue d'une aube de turbine en alliage de titane Ti-6Al-4V. Dans un premier temps, ils modélisent l'impact par simulation éléments finis de manière à déterminer les dimensions de l'anomalie de surface obtenue. Il apparaît que pour une vitesse

d'impact de 300 m.s^{-1} , une modélisation dynamique du choc est plus pertinente qu'une modélisation quasi statique. Il est en effet particulièrement important de prendre en compte l'inertie de l'impact qui contribue à l'obtention d'une anomalie d'une profondeur inférieure de 20% à celle obtenue pour une modélisation quasi statique. La modélisation de la dépendance du matériau à la vitesse réduit aussi de 20% supplémentaire la profondeur de l'anomalie dans le cas du Ti-6Al-4V.

La simulation numérique permet de déterminer le champ de contrainte résiduelle sous l'anomalie de surface. Celui-ci dépend du type de modélisation employée : dynamique ou quasi statique. En revanche, les auteurs démontrent que pour une profondeur d'impact donnée, on retrouve le même champ de contrainte résiduelle indépendamment de la modélisation employée pour calculer un impact de cette profondeur. Comme illustré sur la figure 21, la présence de ces contraintes résiduelles donne trois sites d'amorçage possible autour de ces chocs. Au niveau de la position A, au fond du choc, la concentration de contrainte est la plus importante mais des contraintes résiduelles de compression sont présentes. La position B, sur la crête du choc en surface, a une plus faible concentration de contrainte mais est entourée de contraintes résiduelles de traction. La position C ne connaît aucune concentration de contrainte mais des contraintes résiduelles de traction sont présentes.

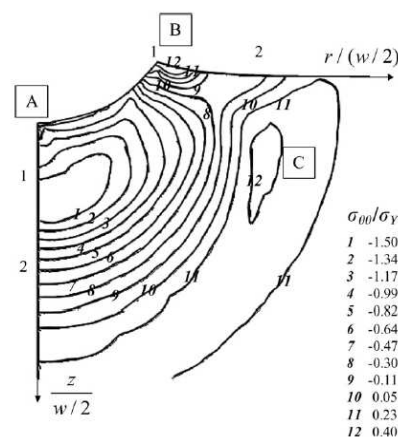


Figure 21. Illustration des contraintes résiduelles et des sites d'amorçage possibles sous un choc bille [CHEN02].

L'introduction de ce type d'anomalie crée aussi un endommagement dans le matériau. Des fissures sont ainsi présentes au niveau de la position B. Les auteurs s'intéressent alors à la taille critique correspondant au seuil de propagation d'une fissure située au niveau de la crête d'un choc (c'est-à-dire à la position B). Cette taille critique est fortement diminuée du fait de la présence de l'anomalie. Il apparaît que pour des rapports de charge inférieurs à 0.4, ce sont les contraintes résiduelles qui contribuent de manière la plus importante à la réduction de la taille critique des fissures non propageantes. En revanche, pour des rapports de charge supérieurs à 0.4, les contraintes résiduelles n'ont pas beaucoup d'influence et c'est la concentration de contrainte qui mène à la réduction de cette taille critique. Ce dernier cas de figure correspond plutôt à des applications de type fatigue HCF.

Peters et al. [PET02] étudient le comportement à l'amorçage et en propagation de fissures à partir de chocs billes. Ils démontrent qu'un amorçage prématuré de fissures a lieu du fait de l'interaction entre la concentration de contrainte de l'anomalie, la présence de micro fissures autour l'impact, l'endommagement microstructural dû à la déformation plastique du

choc et la présence de contraintes résiduelles. Les auteurs mettent aussi en évidence l'influence importante de ces paramètres, et particulièrement des contraintes résiduelles (cf. figure 22), sur le comportement en propagation des fissures à partir de chocs. En effet, la présence de micro fissures en surface autour de l'impact conduit à un amorçage prématuré dans cette zone. La propagation de la fissure dépend alors ensuite de la concentration de contrainte au bord du choc et de la présence de contraintes résiduelles sous l'anomalie.

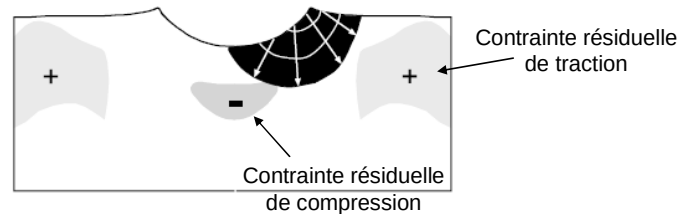


Figure 22. Illustration de l'influence des contraintes résiduelles et de la concentration de contrainte sur la comportement en propagation de fissures à partir de chocs billes [PET02]

Nowell et al. [NOW03] étudient également l'influence de la géométrie d'un choc dû à un objet étranger sur la limite en fatigue d'aubes de turbine. Ils mènent une série d'essais expérimentaux en fatigue sur des éprouvettes en forme d'aube. Ces éprouvettes sont impactées par un projectile en forme de cube lancé à 250 m.s^{-1} par un canon à air comprimé. L'influence de l'angle d'impact β , du rayon R de l'arête de l'aube et de son angle α (cf. schéma de figure 23 (a)) est étudiée. Les résultats sont visibles sur les graphiques de la figure 23. Ils révèlent une influence importante de la direction de l'impact et de l'angle de l'aube. Les angles d'impact importants semblent mener à une résistance en fatigue plus faible. Au contraire, ce sont les angles d'aubes les plus faibles qui conduisent à une diminution de la résistance en fatigue. Le rayon de l'aube ne semble pas avoir d'influence significative. Ces résultats permettent aussi de démontrer que la profondeur de l'anomalie a une influence notable sur la limite en fatigue. Celle-ci diminue au fur et à mesure que la profondeur de l'entaille augmente. La présence de contraintes résiduelles semble pouvoir expliquer ces résultats. En effet, on peut par exemple expliquer l'influence de l'angle d'impact par le fait que des contraintes résiduelles de compression seront situées de manières plus importantes sur le chemin de la fissure dans le cas d'angles d'impact faibles. Il apparaît donc important de connaître et d'inclure ces contraintes résiduelles dans la modélisation du comportement en fatigue de ce type de choc.

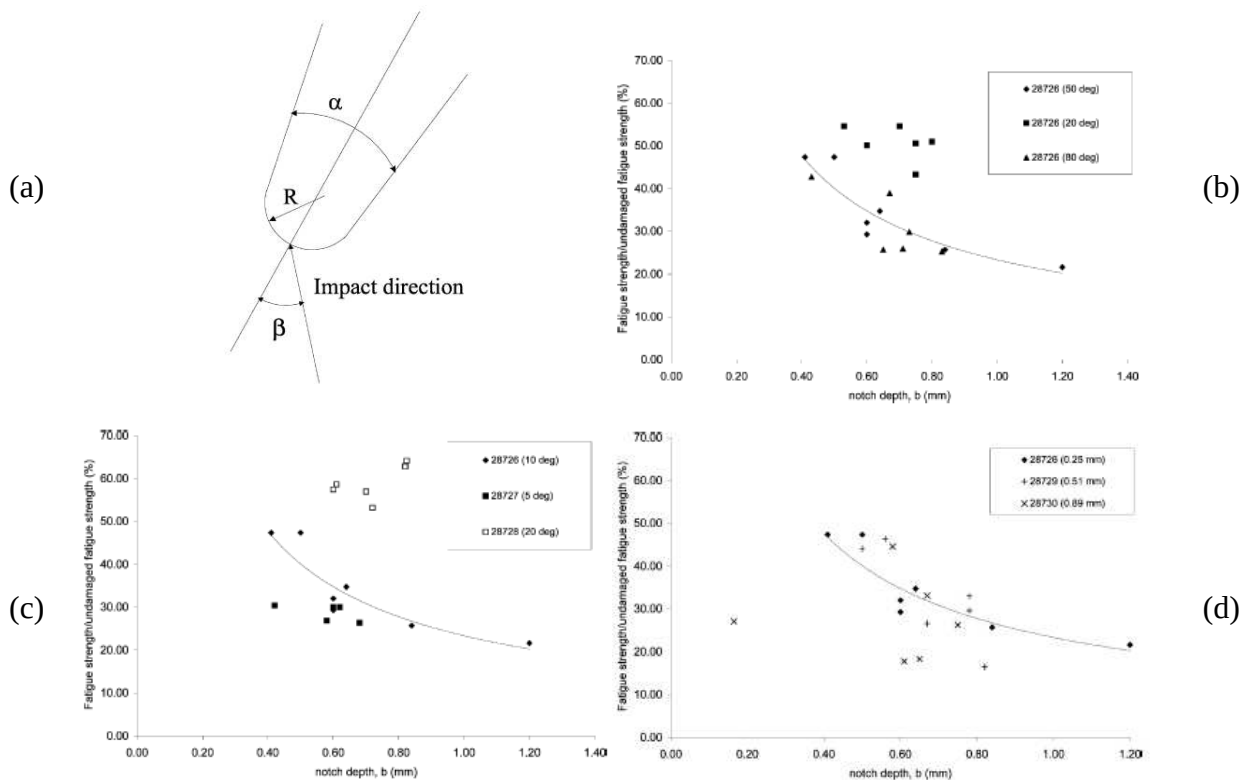


Figure 23. Schéma des essais d'impact (a). Influence de la profondeur de l'anomalie en fonction de l'angle d'impact (b), de l'angle de l'aube (c) et du rayon de l'aube (d) [NOW03].

Oakley et Nowell [OAK07] proposent une approche « élastique » pour prédire l'arrêt de fissures courtes à partir d'un choc soumises à des sollicitations combinées HCF – LCF. Ils soulignent aussi l'influence des contraintes résiduelles sur la limite de fatigue qui est sous estimée si elles ne sont pas prises en compte. Ils corroborent également les résultats de Chen et al. sur le fait que les contraintes résiduelles ont une influence plus importante pour les faibles rapports de charge, c'est-à-dire $R < 0,4$. Les auteurs signalent que la prise en compte de ces contraintes résiduelles dans une modélisation de la durée de vie doit prendre en compte leurs éventuelles relaxations qui peuvent intervenir par des phénomènes mécaniques ou thermiques.

Bache et al. [BAC03] cherchent, quant à eux, à caractériser l'anomalie créée lors de l'impact d'un objet étranger sur un profil d'aube fan pour deux alliages de titane. Dans cette étude, le choc est dirigé vers le bord d'attaque d'éprouvettes représentatives d'aubes. L'impacteur est une bille en acier de 2 mm de diamètre. Différentes vitesses d'impact, entre 120 et 266 m.s^{-1} , sont utilisées. Il semble que l'anomalie de surface obtenue dépende fortement de la vitesse d'impact et du comportement du matériau. Pour les plus faibles vitesses, l'impact a plutôt une forme d'indentation alors que pour les vitesses les plus élevées, un morceau de matière est enlevé ce qui forme une entaille sur le bord d'attaque de l'aube. La forme et l'endommagement causés par l'impact semblent également dépendre de la ductilité du matériau. Dans le cas de l'alliage de titane le plus ductile, les indentations créées pour des faibles vitesses d'impact sont accompagnées de zones d'empilement plastique (cf. figure 24 (a)) sur le bord de l'anomalie en surface. Les entailles générées par les fortes vitesses d'impact sont dues à un enlèvement de matière et ont une forme plutôt régulière. En comparaison, dans l'alliage de titane le plus fragile, les plus faibles vitesses d'impact conduisent à des indentations avec une présence importante de microfissures autour de l'anomalie et particulièrement sur la face arrière de l'aube. Les entailles produites pour les

vitesses d'impact élevées sont, quant à elles, beaucoup plus irrégulières dues à l'écaillage du matériau en face arrière. Des microfissures sont également observées autour de ces entailles (cf. figure 24 (b)). Les auteurs mènent ensuite des essais pour caractériser la résistance en fatigue de ces anomalies. Il apparaît que la rupture est contrôlée par le comportement du seuil de propagation des fissures. On peut également noter que les essais ne montrent pas de différence de nocivité des anomalies à température ambiante et à la température de service de 350°C.

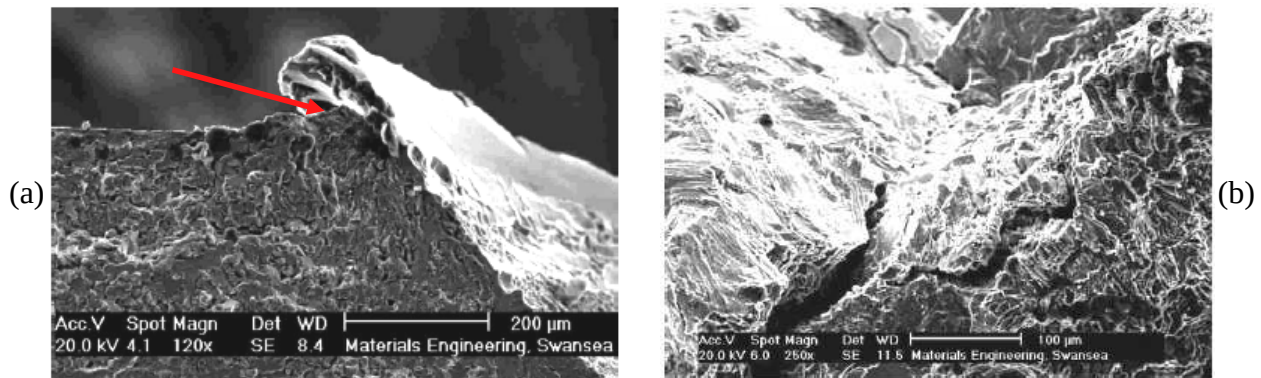


Figure 24. Empilement plastique au bord d'une indentation dans l'alliage de titane le plus ductile (a). Microfissures autour d'une entaille dans l'alliage de titane le plus fragile (b). [BAC03].

Récemment, Bache et Morgans [BAC11] ont effectué le même type d'étude sur l'influence d'anomalies de surface de type choc dans un alliage TiAl. Dans les conditions testées, ce type d'alliage est connu pour avoir un comportement fragile. Les conclusions de l'étude sur la caractérisation des anomalies et leur influence sur la tenue en fatigue sont les mêmes que celles obtenues par Bache et al. dans le cas de l'alliage de titane le plus fragile. Dans le cas de l'alliage TiAl, les auteurs ont même observé des ruptures instantanées sur les anomalies les plus profondes. Il semble donc particulièrement important pour les ingénieurs d'évaluer le potentiel en fatigue de telles anomalies de surface en fonction du type de matériau considéré.

Outre ces études sur les chocs générés par l'impact d'un objet étranger sur une pièce durant les phases de décollage ou d'atterrissage d'un avion, les travaux se rapprochant le plus du cas des anomalies de maintenance de type choc sont celles qui concernent l'influence d'une indentation sur les performances en fatigue. Ce type d'anomalie est introduit de manière quasi statique dans le matériau. Le comportement des chocs de notre étude est donc susceptible de ressembler à celui d'une anomalie de type indentation quasi statique plutôt qu'aux chocs introduits avec des vitesses d'impact élevées.

Vuherer et al. [VUH11] montrent ainsi l'influence des contraintes résiduelles sur l'amorçage et les premiers stades de propagation de fissures de fatigue à partir d'une indentation Vickers dans un acier martensitique à gros grains. Les résultats obtenus dans leur étude soulignent notamment que les contraintes résiduelles de compression sous l'indentation entraînent un amorçage de fissure dans les coins de l'indentation en surface, c'est-à-dire là où des contraintes résiduelles de traction favorisent l'amorçage. En revanche, après élimination des contraintes résiduelles par recuit, la concentration de contrainte favorise l'amorçage de fissure au sommet de l'indentation. Ces résultats sont illustrés sur la figure 25.

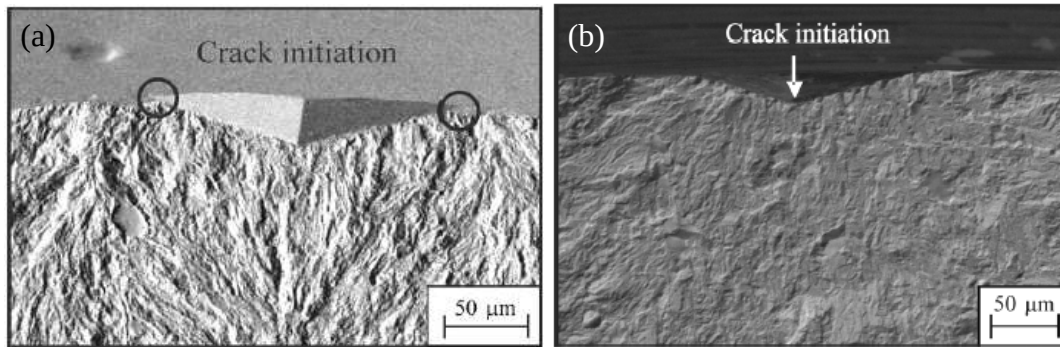


Figure 25. Sites d'amorçage au niveau d'une indentation Vickers en présence (a) et en l'absence (b) de contraintes résiduelles [VUH11].

Les auteurs démontrent aussi que les contraintes résiduelles influencent les premiers stades de propagation des fissures. En effet, après que l'amorçage se soit produit au niveau des coins, la propagation a lieu le long des bords de l'indentation. Les contraintes résiduelles de compression contribuent alors à augmenter les effets de fermeture de fissure et l'amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} décroît jusqu'à un arrêt de la propagation ou une propagation ralentie. Si les deux fissures arrivent à se rejoindre, ΔK_{eff} augmente instantanément du fait de la formation d'une unique fissure beaucoup plus longue et cette nouvelle fissure peut alors se propager. Ce scénario est présenté sur la figure 26.

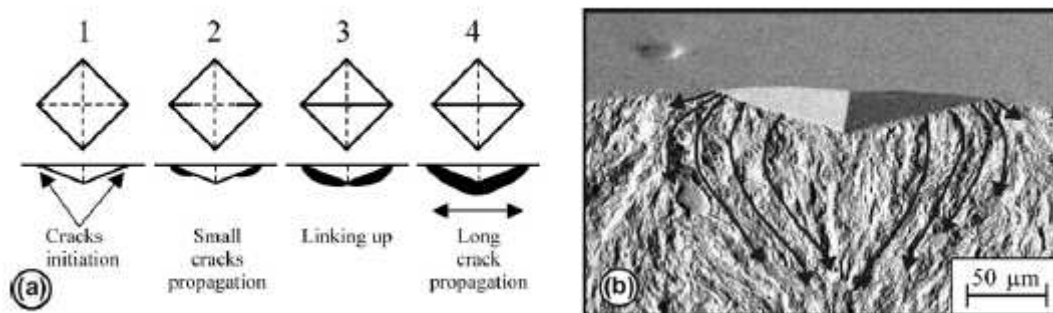


Figure 26. Illustration de l'amorçage et des premiers stades de propagation des fissures à partir d'indentation Vickers sous l'effet de contraintes résiduelles [VUH11].

L'ensemble de ces études sur des anomalies pouvant être assimilées à des chocs montre clairement une influence importante des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation des fissures. Cependant, aucune approche méthodologique de modélisation n'a été clairement établie pour rendre compte de leurs effets et prédire le comportement de chocs sous sollicitations de fatigue LCF à haute température comme nous cherchons à le faire dans cette étude.

4. Études précédentes

Préalablement au lancement de l'étude présentée ici, SNECMA a conduit des travaux autour de la thématique de nocivité des anomalies de surface en fatigue. Les résultats répertoriés peuvent servir de base pour notre étude. Contrairement aux travaux de la littérature décrits précédemment, ces études concernent directement l'évaluation de l'influence en fatigue des anomalies de surface pouvant être introduites lors d'opérations de maintenance, y compris sur pièce représentative.

4.1. Projet OPSURCON

Nous pouvons tout d'abord citer le projet européen OPSURCON [OPS1-3] dont le but était de caractériser l'influence de l'état de surface sur la durée de vie en fatigue de 2 matériaux : l'Inconel 718 et l'IMI834, comportant ou non des rayures. Nous ne mentionnerons ici que les résultats obtenus sur l'alliage Inconel 718 puisqu'il s'agit du matériau choisi pour notre étude. Dans ce projet, une importante campagne expérimentale a été menée sur éprouvettes et sur disques. Certaines éprouvettes contenaient des rayures d'une longueur de 3 mm, d'une profondeur variant entre 25 μm et 100 μm et avec un rayon en fond d'entaille de 50 μm . Les essais ont été réalisés à 300°C et 600°C à déformation imposée et à un rapport $R_\epsilon = 0$. Les disques comportaient des rayures de longueurs de 3 mm ou 6 mm et de profondeur 50 μm positionnées dans le voile. Ils ont été testés à 600°C.

Les résultats obtenus sur éprouvettes suggèrent une influence importante de la température. A 600°C, l'introduction d'une rayure a un effet important sur le résultat des essais puisque toutes les éprouvettes ont amorcé sur la rayure introduite. En revanche, comme l'illustre la figure 27, l'abatement en durée de vie occasionnée semble peu sensible à la profondeur de l'anomalie.

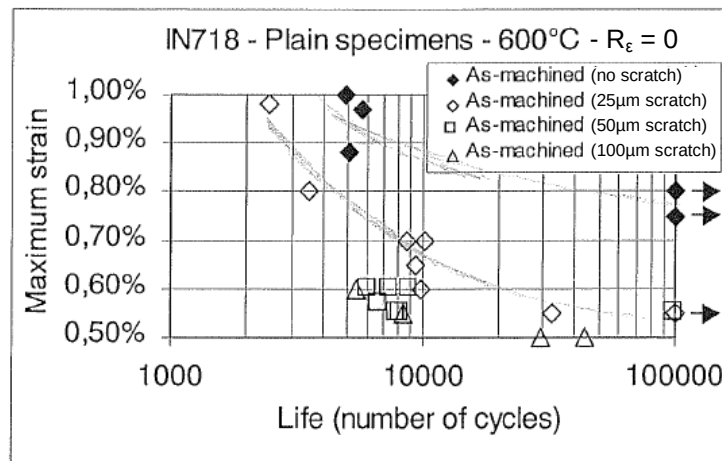


Figure 27. Résultat du projet OPSURCON : influence de la profondeur des rayures sur la durée de vie en fatigue à 600°C.

A 300°C, la sensibilité aux rayures est beaucoup moins marquée puisqu'un grand nombre d'éprouvette a cassé sur les arêtes. Il semble qu'une compétition ait lieu entre amorçage sur carbures en surface ou interne, et amorçage sur les rayures. Sur la figure 28, les flèches indiquent les éprouvettes où l'amorçage s'est produit sur une arête. Il apparaît que l'introduction d'une rayure est peu nocive pour une température de sollicitation de 300°C. Seules les profondeurs les plus importantes provoquent un léger abatement en durée de vie.

Concernant les essais sur disque, on retient que la longueur des rayures n'a aucune influence sur la durée de vie. Il a également été montré que, pour les conditions testées et par rapport aux résultats sur éprouvettes, un simple calcul de propagation suffit à prédire la durée de vie en fatigue des disques. Cela souligne la nécessité de valider les résultats obtenus sur éprouvettes et de vérifier si ils sont transférables sur pièce réelle.

On peut aussi mentionner qu'au cours de projet, quelques chocs billes ont été introduits dans des éprouvettes à l'aide d'un canon à air comprimé. La conclusion de ces

essais semble montrer que pour une même profondeur et une même sollicitation, les chocs sont moins nocifs que les rayures.

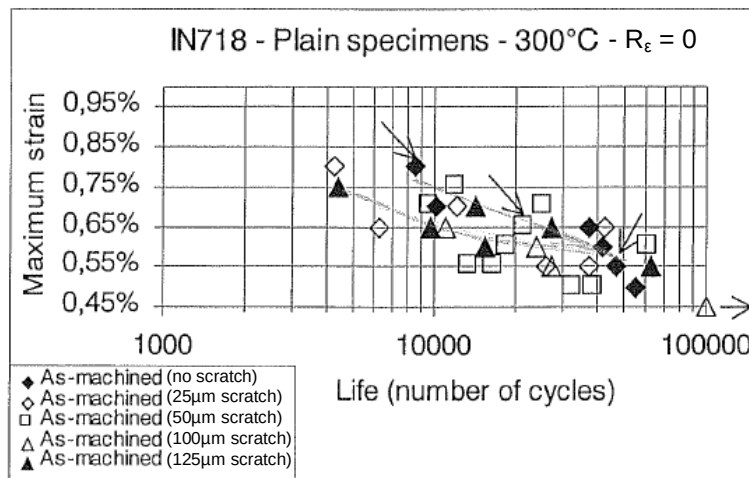


Figure 28. Résultat du projet OPSURCON : influence de la profondeur des rayures sur la durée de vie en fatigue à 300°C.

4.2. Projet Modifications Mineures

Suite au projet OPSURCON, SNECMA a élaboré le modèle de calcul de la durée de vie à partir d'anomalies de surface dénommé μ PROPAG au cours d'une étude nommée « Modifications Mineures ». Cette étude portait sur l'évaluation de la phase de micropropagation en fatigue à partir d'anomalies de surface dans l'alliage à base Nickel N18 élaboré par métallurgie des poudres. Une importante campagne expérimentale sur éprouvettes y a été mise en place dans le but d'identifier et de valider le modèle μ PROPAG implémenté.

Ce modèle modifie la fonction d'ouverture de la fissure utilisée dans la chaîne de calcul de propagation classiquement utilisée par SNECMA : le programme PROPAG. Cette chaîne sera plus amplement détaillée et sa pertinence vérifiée dans la partie C. Dans ce calcul de propagation, on utilise les données d'entrées de chargement, de dimension de l'éprouvette et de forme initiale du front de fissure pour déterminer une amplitude de facteur d'intensité de contrainte ΔK . Un formulaire spécifique de calcul de ΔK est choisi en fonction de la forme initiale de la fissure. Une amplitude de facteur d'intensité des contraintes effectif est ensuite calculée avec l'application de la fonction d'ouverture d'Elber [ELB71]. Celle-ci a la forme suivante :

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

$$U(R) = a \cdot R + b \quad (6)$$

Le paramètre R est le rapport de charge et les paramètres a et b sont des constantes matériaux telles que :

- Pour $R > 0$, $a = a_+$ tel que $a_+ + b = 1$
- Pour $R < 0$, $a = a_-$

Les paramètres a_+ , a_- , et b sont dépendant de la température. La vitesse de propagation est ensuite déterminée en utilisant une loi de Paris avec un terme prenant en compte l'effet du temps de maintien. Cette loi a la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = C_f \Delta K_{eff}^{m_f} + \int_{Cycle} C_c(T(t)).K(t)^{m_c(T(t))} dt \quad (7)$$

C_f et m_f sont les paramètres de la loi de Paris dépendant du matériau et de la température. C_c et m_c sont des paramètres matériaux dépendant de la température qui permettent de décrire l'effet du temps de maintien sur la vitesse de propagation d'une fissure.

Le modèle μ PROPAG suppose un ralentissement de la vitesse de propagation de la fissure dans les premiers stades de fissuration jusqu'à une taille donnée de fissure. Il a donc pour principe de modéliser une augmentation des effets de fermeture de fissures en début de propagation c'est-à-dire qu'il prédit une remontée de la charge à l'ouverture de la fissure, ce qui cause une diminution de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} . Son implémentation dans PROPAG n'induit pas beaucoup de différence par rapport à la chaîne de calcul de propagation classique. La différence majeure intervient au moment de l'application de la loi d'ouverture de fissure. La loi d'Elber $U(R)$ est remplacée par le modèle de micro ouverture U_{micro} suivant :

$$\Delta K_{eff} = U_{micro}(R) \cdot \Delta K \quad (8)$$

$$\begin{cases} U_{micro}(R) = U_0 + (U(R) - U_0) \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{trans}} \right)^q \end{cases} \quad (9)$$

$$\begin{cases} U_0 = U_{00} \left(\frac{\Delta K}{1000\sqrt{a}} \right)^p \end{cases} \quad (10)$$

Quatre paramètres matériaux sont à identifier pour une température donnée: U_{00} , p , q et ΔK_{trans} . Il est important de signaler que ces paramètres n'ont pas la même valeur en fonction du type d'anomalie introduit : rayure ou choc. Cette particularité se justifie comme une prise en compte de l'état de contrainte résiduelle qui est différent pour les deux types d'anomalies. On modélise donc une diminution de l'ouverture différente selon le type d'anomalie.

La fonction $U(R)$ est la fonction d'ouverture d'Elber décrite précédemment. Le modèle μ PROPAG peut également s'écrire de la manière suivante :

$$U_{micro}(R) = U_{00} \left(\frac{\Delta K}{1000\sqrt{a}} \right)^p \left(1 - \frac{\Delta K}{\Delta K_{trans}} \right)^q + U(R) \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{trans}} \right)^q \quad (11)$$

Il est valable si les conditions suivantes sont respectées :

- La longueur de fissure a doit être inférieure à une longueur de transition a_{trans} fixée à $400 \mu m$: $a < a_{trans}$ avec $a_{trans} = 400 \mu m$. Cette valeur correspond à la taille de la zone affectée dans laquelle la vitesse de propagation de la fissure est ralentie. Ce paramètre a été identifié à partir des essais menés sur N18. Il semble qu'il ne soit corrélé à aucune grandeur microstructurale ni à aucune caractéristique géométrique de l'anomalie. Par ailleurs et contrairement à ce que l'on pourrait penser, il est indépendant du type d'anomalie.

- L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK doit être inférieure à la valeur de transition ΔK_{trans} qui est fonction du matériau et de la température : $\Delta K < \Delta K_{trans}$. Cette valeur correspond donc à la limite du domaine de ΔK pour laquelle on modélise un ralentissement de la vitesse de propagation. De la même manière que pour la profondeur de transition a_{trans} , le paramètre ΔK_{trans} est identique pour les rayures et les chocs alors que l'on aurait pu penser que le domaine du facteur d'intensité des contraintes affecté soit dépendant du type d'anomalie.

Dès que l'une de ces conditions n'est pas ou plus respectée, le calcul de propagation continue en suivant la chaîne de calcul classique du programme PROPAG, c'est-à-dire en utilisant la fonction d'ouverture classique $U(R)$ définie par Elber. On peut noter que la transition entre μ PROPAG et PROPAG peut être problématique dans un calcul de propagation. En effet, elle peut entraîner un changement brutal de valeur de la fonction d'ouverture et un saut dans la courbe de propagation, ce qui paraît peu en accord avec la physique.

Les paramètres de ce modèle ont été identifiés à partir des essais sur éprouvettes en N18. L'identification est réalisée en ajustant la durée de vie totale des éprouvettes et non pas en considérant uniquement le domaine de micropropagation. La figure 29 illustre les bons résultats obtenus pour prédire la durée de vie des rayures et des chocs introduits dans les éprouvettes de la base d'identification par rapport à un simple calcul en propagation utilisant le programme PROPAG. Cependant, le modèle μ PROPAG apparaît largement empirique et la pertinence du phénomène modélisé doit être validée. La formulation proposée pose donc question par rapport à son application à un autre alliage. On peut effet citer le problème de l'identification de la longueur critique a_{trans} dont on peut raisonnablement penser que la valeur, fixée à 400 μm , est différente en fonction du type d'anomalie et ne s'applique pas à d'autres matériaux. L'application de ce modèle à d'autres matériaux et la cohérence des mécanismes modélisés doivent donc être vérifiées.

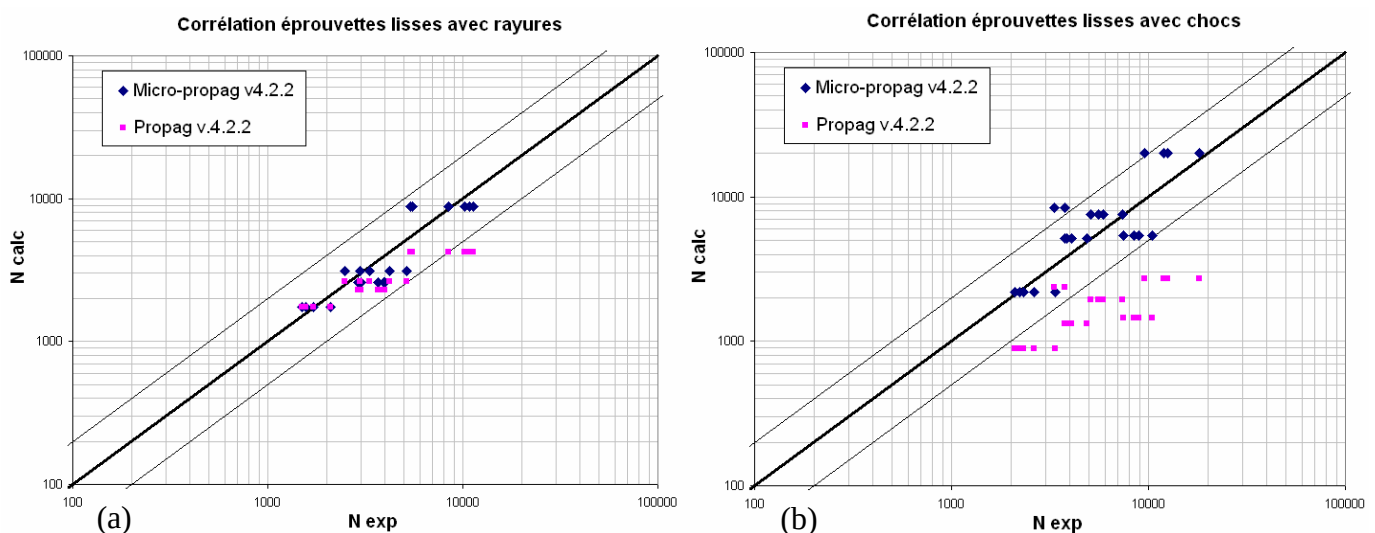


Figure 29. Prédiction de la durée de vie avec le modèle μ PROPAG des rayures (a) et des chocs (b) présents sur les éprouvettes en N18 de la base d'identification.

5. Conclusions intermédiaires

Les autorités de sûreté aéronautiques demandent maintenant aux motoristes aéronautiques de certifier en tolérance aux dommages les pièces les plus critiques de leurs

moteurs. Parmi les différents types d'anomalies à évaluer, la nocivité des anomalies de maintenance n'est pas beaucoup étudiée dans la littérature. L'analyse sur flotte des anomalies présentes sur les pièces des moteurs a permis de définir deux types d'anomalies standards : les rayures et les chocs. L'objectif est donc d'étudier et de modéliser le comportement en fatigue d'anomalies de surface pouvant être introduites sur une pièce lors d'opérations de manutention, montage ou démontage d'un moteur. Le disque de turbine haute pression fait partie des pièces les plus critiques d'un turboréacteur car le carter moteur n'est pas dimensionné pour contenir son éclatement. Le superalliage à base Nickel Inconel 718DA est le matériau le plus couramment utilisé pour les applications de disque de turbine. L'étude porte donc sur la nocivité en fatigue des rayures et des chocs dans le superalliage Inconel 718DA.

Il apparaît que la modélisation d'une anomalie comme une fissure déjà amorcée et se propageant comme une fissure longue mène à des durées de vie très conservatives. La modélisation de type fissure courte en entaille ne semble pas permettre non plus de rendre compte de la durée de vie des anomalies de surface de type rayure et choc. Si l'influence en fatigue d'anomalies artificielles est bien documentée d'un point de vue phénoménologique dans la littérature, les modélisations proposées n'apparaissent pas adaptées au cas d'anomalies de maintenance. Quelques études sur des anomalies de type rayure permettent de penser que leur comportement est dépendant de la concentration de contrainte en fond d'anomalie, et donc de la géométrie. Il est aussi nécessaire de déterminer, en fonction de la contrainte appliquée, s'il est préférable de modéliser la durée de vie totale, la durée de vie à l'amorçage ou bien en propagation. Les études sur des anomalies de type chocs concernent soit des chocs dus à l'impact d'un objet étranger sur une pièce, soit des indentations. Ces deux cas montrent une influence importante des contraintes résiduelles sur l'amorçage et la propagation de fissure.

Des études précédentes menées par SNECMA ont également permis d'établir quelques résultats sur l'influence des anomalies de maintenance en fatigue. Il en ressort que la nocivité des rayures est fortement dépendante de la profondeur de l'anomalie et de la température appliquée. Les chocs apparaissent moins nocifs que les rayures. Un modèle de propagation, dénommé μ PROPAG, a été proposé pour prédire la durée de vie des rayures et des chocs. Il modélise un ralentissement de la vitesse de fissuration dans les premiers stades de propagation sur la base d'une modification de la fonction d'ouverture d'Elber. Cependant, il semble largement empirique, la source physique du phénomène modélisé n'est pas explicitement décrite ou identifiée et sa transposition à d'autres matériaux doit être validée.

Dans ce contexte, l'étude présentée dans ce mémoire a pour objectif de caractériser le comportement des fissures émanant d'anomalies de type rayures ou chocs. L'étude bibliographique réalisée met en avant la nécessité d'évaluer la part de l'amorçage, de la micropropagation et de la propagation dans la durée de vie de ces anomalies. Une stratégie expérimentale spécifique doit être mise en place pour comprendre et analyser les phénomènes intervenant au cours de ces différentes parties de la durée de vie. Il s'agira donc de développer, valider et maîtriser les outils expérimentaux utilisés et notamment la technique de suivi de la différence de potentiel. On envisage aussi de découpler les effets de morphologie des anomalies et d'état de contrainte résiduelle. Finalement, ce travail devra mener à l'examen de méthodes de prédiction des durées de vie à la lumière des phénomènes observés. Pour aboutir à ce résultat, la première étape consiste néanmoins à connaître le comportement du matériau de l'étude, à maîtriser les techniques d'introduction des anomalies et à contrôler l'impact de ces techniques sur l'état microstructural du matériau à proximité des anomalies de surface.

Bibliographie

- [BAC03] M.R. Bache, C. Bradshaw, W. Voice. Characterization of foreign object damage and fatigue strength in titanium aerofoil alloys. *Materials Science and Engineering* (2003) 199-206
- [BAC11] M.R. Bache, C.C. Morgans. Domestic object damage and fatigue behaviour of an advanced gamma TiAl alloy. *Intermetallics* (2011) 782-786
- [BER11] S. Beretta, S. Foletti, K. Valiullin. Fatigue strength for small shallow defects/cracks in torsion. *International Journal of Fatigue* (2011) 287-299
- [BYR99] J. Byrne, N.Y.K. Kan, I.W. Hussey, G.F. Harrison. Influence of sub-surface defect on low-cycle fatigue life in a gas turbine disc alloy at elevated temperature. *International Journal of Fatigue* (1999) 195-206
- [CHEN02] X. Chen, J.W. Hutchinson. Particle impact on metal substrates with application to foreign object damage. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* (2002) 2669-2690
- [CIN10] A. Cini, P.E. Irving. Transformation of defects into fatigue cracks; the role of Kt and defect scale on fatigue life of non-pristine components. *Procedia Engineering* (2010), 667-677
- [CLEM84] P. Clement, J.P. Angeli, A. Pineau. Short crack behaviour in nodular cast iron. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 7, n°4, (1984) pp. 251-265
- [ELB71] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. *ASTM STP 486*, (1971) pp. 230-242
- [END06] M. Endo, I. Ishimoto. The fatigue strength of steels containing small holes under out-of-phase combined loading. *International Journal of Fatigue* (2006) 592-597
- [END11] M. Endo, A.J. McEvily. Fatigue crack growth from small defects under out-of-phase combined loading. *Engineering Fracture Mechanics* (2011) 1529-41
- [GIG10] M. Giglio, S. Beretta, U. Mariani, G. Ratti. Defect tolerance assessment of a helicopter component subjected to multiaxial load. *Engineering Fracture Mechanics* (2010) 2479-2490
- [JOUR89] B.G. Journet, A. Lefrancois, A. Pineau. A crack closure study to predict the threshold behaviour of small cracks. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 12, n°3, (1989) pp. 237-246
- [KAR11] K. Karlén, M. Olsson, H. Ahmadi, G. Härkegård. On the effect of random defects on the fatigue notch factor at different stress ratios. *International Journal of Fatigue* (2011)
- [LAN82] J. Lankford. The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminium. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 5, (1982) pp. 233-248

- [LEI85] B.N. Leis. Displacement controlled fatigue crack growth in inelastic notch fields : implications for short cracks. *Engng Fracture Mech.*, 22, n°2, (1985) pp. 279-293
- [LIN97] X.B. Lin and R.A. Smith. Fatigue growth analysis of interacting and coalescing surface defects. *International Journal of Fracture* (1997) 283–299
- [MEN08] B.C. Menzel, R.H. Dauskardt. Fatigue damage initiation and growth from artificial defects in Zr-based metallic glass. *Acta Materiala* (2008) 2955-65
- [MIL87] K.J. Miller. The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part I – a review of two recent books. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 10, n°1, (1987) pp. 75-91
- [MIN83] K. Minakawa, J.C. Newman, A.J. Mc Evily. A critical study of the crack closure effect on near threshold fatigue crack growth. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 6, n°4, (1983) pp. 359-365
- [MUR80] Y. Murakami, T. Endo. Effects of small defects on fatigue strength of metals. *International Journal of Fatigue* (1980) pp.23-30
- [MUR02] Y. Murakami. Effects of small defects and non-metallic inclusions. *Elsevier* (2002)
- [NAZ01] M. Nazmy, M. Staubli, G. Onofrio, V. Lupinc. Surface defect tolerance of a cast TiAl alloy in fatigue. *Scripta Materialia* (2001) 787-792
- [NOW03] D. Nowell, P. Duo, I.F. Stewart. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue* (2003), 963-969
- [OAK07] S.Y. Oakley, D. Nowell. Prediction of the combined high and low cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue* (2007), 69-80
- [OPS1] Rapport interne SNECMA - YKOM1 60609 - Material sand surface treatment
- [OPS2] Rapport interne SNECMA - YKOM1 2000-524 - Fatigue test results
- [OPS3] Rapport interne SNECMA - YKOM1 60658 – Discs tests results
- [PEAR75] S. Pearson. Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. *Engng Fracture Mech.*, 7, (1975) pp. 235-247
- [PET02] J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue. *Engineering Fracture Mechanics* (2002) 1425–1446
- [PIN88] A. Pineau. Short fatigue crack behavior in relation to three-dimensional aspects and crack closure effect. In « *Small fatigue cracks* » by Ritchie and Lankford (1988)
- [POM95] S. Pommier, C. Prioul, J.C. Lautridou, P. Bompard. Crack closure effect on crack growth rate at 650°C in double notched specimens of a nickel base superalloy. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 19, n°9, (1996) pp. 1117-1128

- [SAN00] F. Sansoz. Propagation de petites fissures de fatigue dans les zones de concentration de contraintes dans le superalliage N18. *Thèse de doctorat* (2000) Ecole des Mines de Paris
- [SAN02] F. Sansoz, B. Brethes, A. Pineau. Growth of short fatigue cracks from stress concentrations in N18 superalloy. *European Structural Integrity Society* (2002) 287-296
- [SHIN88] C.S. Shin, R.A. Smith. Fatigue crack growth at stress concentrations-the role of notch plasticity and crack closure. *Engng Fracture Mech.*, 29, n°3, (1988) pp. 301-315
- [SON97] S.-H Song, J.-S Bae. Fatigue crack initiation and propagation from hole defects. *Experimental Mechanics* (1997), 161-166
- [SUR84] S. Suresh, R.O. Ritchie. Propagation of short fatigue cracks. *Int. Metals Reviews*, 29, n°6, (1984) pp. 445-476
- [SUR91] S. Suresh. Fatigue of materials (first publication). *Cambridge University Press* – (1991)
- [VUH11] T. Vuherer, L. Milovic, V. Gliha. Behaviour of small cracks during their propagation from Vickers indentations in coarse-grain steel: An experimental investigation. *International Journal of Fatigue* (2011), 1505-1513
- [WU98] X.R. Wu, J.C. Newman, W. Zhao, M.H. Swain, C.F. Ding, E.P. Phillips. Small crack growth and fatigue life predictions for high-strength aluminium alloys : Part I- experimental and fracture mechanics analysis. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, (1998) pp. 1289-1306
- [ZHA09] Y.X. Zhao, P.E. Irving, A. Cini. Hardness environments around fatigued scratches in clad and unclad 2024 T351 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering* (2009), 16-24

Partie A – Matériau et anomalies de surface

A.1. MATERIAU UTILISE : SUPERALLIAGE A BASE NICKEL INCONEL 718DA 38

A.1.1. PROPRIETES MICROSTRUCTURALES 38

A.1.1.1. METALLURGIE : COMPOSITION ET MICROSTRUCTURE 38

A.1.1.2. ELABORATION ET MISE EN FORME 42

A.1.2. PROPRIETES EN FATIGUE 44

A.1.2.1. DUREE DE VIE 44

A.1.2.2. AMORÇAGE 46

A.1.2.3. PROPAGATION 49

A.2. ANOMALIES DE SURFACE 53

A.2.1. CHOIX DES ANOMALIES 53

A.2.1.1. ANOMALIES REPRESENTATIVES DE LA FLOTTE 53

A.2.1.2. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE 54

A.2.2. GEOMETRIE 55

A.2.2.1. RAYURE 55

A.2.2.2. CHOC 56

A.2.2.3. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE 56

A.2.3. METHODE D'INTRODUCTION 57

A.2.3.1. MONTAGE DE FIXATION DES EPROUVETTES 57

A.2.3.2. RAYURE 59

A.2.3.3. CHOC 62

A.2.3.4. ANOMALIE SEMI ELLIPTIQUE 65

A.2.3.5. ANOMALIE SEMI CIRCULAIRE 66

A.2.4. CARACTERISATION DIMENSIONNELLE 66

A.2.4.1. REALISATION DE REPLIQUES 66

A.2.4.2. INTERFEROMETRIE 67

A.2.4.3. SMARTSCOPE 68

A.2.4.4. MICROSCOPIE OPTIQUE 69

A.2.4.5. COMPARAISON 69

A.3. IMPACT DE L'INTRODUCTION DES ANOMALIES 70

A.3.1. MOYENS EXPERIMENTAUX 70

A.3.2. RAYURE 72

A.3.3 CHOC 76

A.3.4. ANOMALIES A GEOMETRIE REGULIERE 88

CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES 90

BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE A 91

Partie A – Matériau et anomalies de surface

Dans cette partie, le matériau choisi pour l'étude sera présenté : il s'agit du superalliage à base Nickel Inconel 718 sous sa version Direct Aged (DA). Nous nous intéresserons principalement à ses propriétés microstructurales ainsi qu'à ses propriétés en fatigue. Les anomalies de surface de type rayure et choc seront ensuite décrites ainsi que les anomalies à géométrie régulière semi elliptique et semi circulaire, qui seront testées à titre de comparaison. Leur géométrie, leur méthode d'introduction et les méthodes de caractérisation dimensionnelle mises en œuvre seront également détaillées. Enfin, nous nous attacherons à caractériser les modifications microstructurales susceptibles d'être engendrées lors de l'introduction de ces différents types d'anomalies.

A.1. Matériau utilisé : superalliage à base Nickel Inconel 718DA

L'Inconel 718 est certainement le superalliage à base Nickel le plus largement utilisé pour les applications de disque de turbine aéronautique. Cette famille d'alliage a été développée pour des applications à haute température en raison de leurs propriétés mécaniques élevées et de leur haute résistance à l'oxydation. Nous tâcherons ici de présenter les principales caractéristiques de ce matériau sous sa version Direct Aged qui est la nuance utilisée dans cette étude.

A.1.1. Propriétés microstructurales

A.1.1.1. Métallurgie : composition et microstructure

La composition de l'Inconel 718DA est présentée dans le tableau A-1 :

Eléments	Ni	C	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al
Mini (%)	Base	0.015	17.00	15.00	5.00	2.80	0.75	0.30
Maxi (%)		0.040	21.00	21.00	5.50	3.30	1.15	0.70

Tableau A-1. Composition de l'Inconel 718DA utilisé pour la fabrication des disques de turbine SNECMA (% massique).

Le Nickel est l'élément de base de ce superalliage. Son haut point de fusion (1455°C), sa grande capacité d'association chimique ainsi que sa bonne résistance à l'oxydation et à la corrosion en font un très bon choix en tant que constituant élémentaire.

La forte teneur en fer a une influence sur la précipitation des phases durcissantes puisque sa faible mobilité occasionne un ralentissement des cinétiques de durcissement. En revanche, son faible coût constitue un atout majeur car il entraîne un abaissement non négligeable du prix au kilogramme de cet alliage. La présence importante de fer permet aussi d'obtenir une bonne forgeabilité ainsi que de bonnes propriétés de soudabilité.

Le niobium est également présent dans un pourcentage important. Il représente le principal élément durcissant de l'alliage. En effet, la précipitation de la phase γ'' , Ni_3Nb , est la principale source du durcissement avec, dans une moindre mesure, la précipitation de la phase γ' , $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$, où l'aluminium et le titane jouent un rôle.

Le chrome contribue à la bonne résistance à la corrosion alors que le molybdène fait parti des éléments présents en substitution du nickel dans la phase γ .

Au cours de l'élaboration de l'alliage, on cherchera à limiter le plus possible le taux de carbone. En effet, cet élément fixe une partie du niobium pour réagir et précipiter sous forme de carbures NbC . Ce phénomène entraîne deux inconvénients majeurs. D'un part, cela contribue à une diminution du taux de niobium qui est responsable de la précipitation de la

phase durcissante γ'' et d'autre part, les carbures formés constituent des sites d'amorçage privilégiés en fatigue.

La phase γ de l'Inconel 718 a une structure cubique face centrée (CFC) de paramètre de maille $a_\gamma = 0,36$ nm (cf. figure A-1) et est une solution solide où le chrome, le fer et le molybdène peuvent se substituer au nickel. Différentes phases précipitent en son sein et jouent un rôle sur les propriétés de l'alliage.

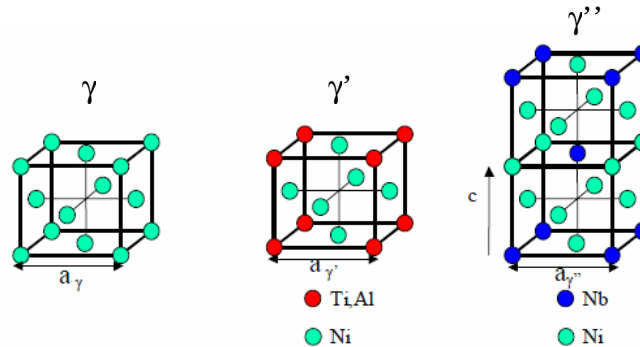


Figure A-1. Mailles cristallographiques de la matrice γ et des précipités durcissants γ' et γ'' .

La phase γ'' a une structure quadratique DO22 (cf. figure A-1) de paramètre de maille $a_{\gamma''} = 0,362$ nm et $c_{\gamma''} = 0,741$ nm [ALEX04]. Cette phase est cohérente avec la matrice γ et, l'axe c de sa maille étant deux fois plus grand que le paramètre de maille de la phase γ , des contraintes de cohérences sont générées. Ces dernières contribuent au durcissement de l'alliage. La phase γ'' se présente sous la forme de disque de taille environ 20nm. On peut l'observer sur la figure A-2 (a) qui présente une photo d'une surface préparée par polissage mécanique jusqu'au micron puis polissage électrolytique. On note que cette phase est métastable et peut se dégrader et se transformer en phase δ lors de maintien prolongé à des températures supérieures à 700°C qui sont pourtant largement inférieures à la température de solvus de cette phase qui est d'environ 920°C. Le travail de Marin et al. [MAR14] illustre ce phénomène comme le présente la figure A-2 (b) où une micrographie de l'Inconel 718DA après traitement thermique de 1000h à 700°C est visible.

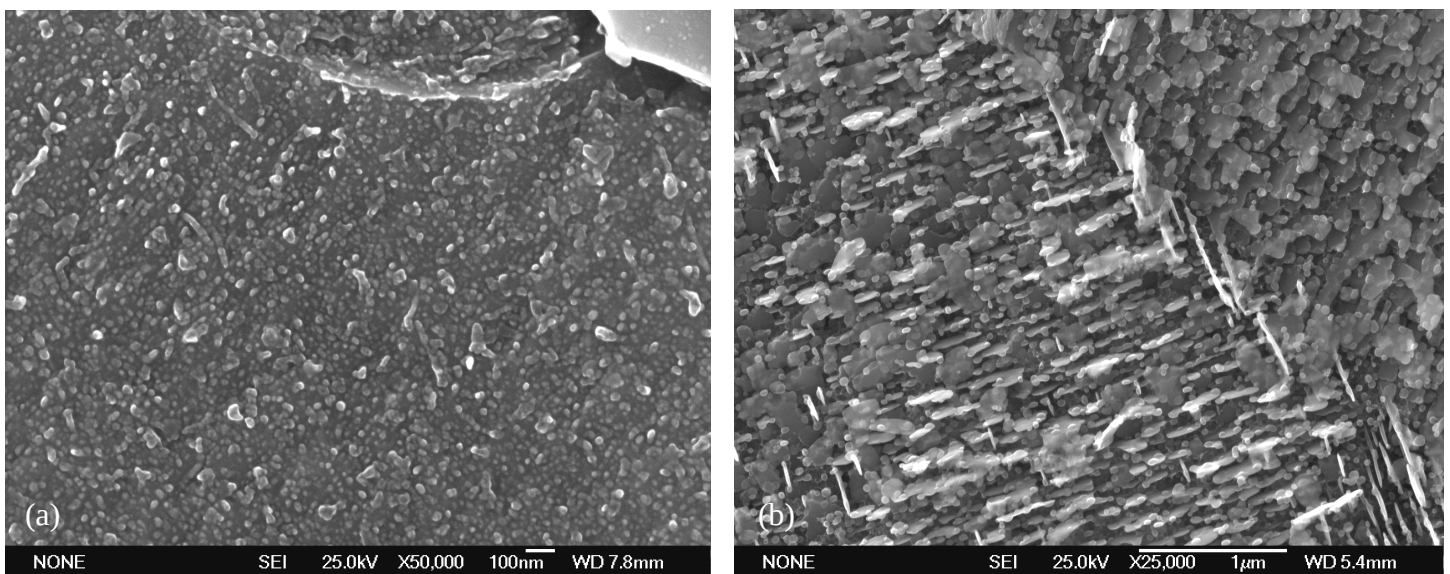


Figure A-2. Observation au MEB-FEG (électrons secondaires) de la phase γ'' de l'Inconel 718DA (a) et après traitement thermique de 1000h à 700°C d'après le travail de Marin et al. [MAR14] (b).

La phase γ' possède une structure cubique L12 (cf. figure A-1) de paramètre de maille $a_{\gamma'} = 0,362 \text{ nm}$. Cette phase est aussi cohérente avec la matrice γ et leur différence de paramètre de maille génère des contraintes de cohérence. Dans l'Inconel 718DA, il existe un rapport en volume entre les phases γ' et γ'' proche de $\frac{1}{4}$ ce qui explique la plus forte contribution de la phase γ'' au durcissement de l'alliage. La fraction volumique des phases $\gamma' + \gamma''$ s'élève à environ 15%. La phase γ' se présente sous une forme sphérique de taille moyenne 10nm.

La phase δ est la phase stable de γ'' . Elle a donc la même composition Ni_3Nb mais adopte une structure orthorhombique DO_{19} . Cette phase précipite au niveau des joints de grains sous la forme de fines plaquettes, d'une taille de l'ordre du micromètre, ce qui est particulièrement utile pour contrôler la taille des grains. En effet, une fois formée, cette phase permet de ralentir la croissance des grains et donc de limiter leur taille. Sa température de solvus varie entre 1010°C et 1030°C en fonction du taux de niobium [AZA04]. Cette phase étant la phase stable de γ'' , on peut observer au voisinage des plaquettes δ , une absence de précipités γ'' comme l'illustre la figure A-4 (a) dans l'Inconel 718DA. Ce fait est mieux illustré sur la figure A-4 (b) représentant une micrographie de l'Inconel 718DA après traitement thermique de 1000h à 700°C réalisée dans le travail de Marin et al. [MAR14].

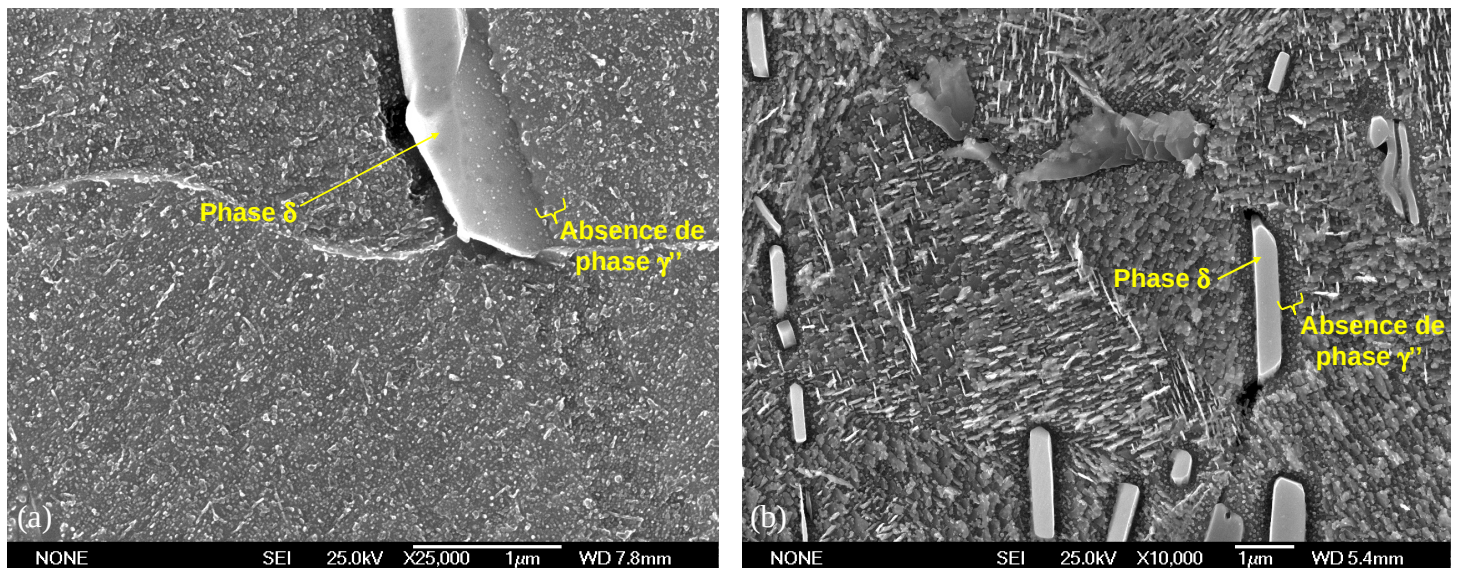
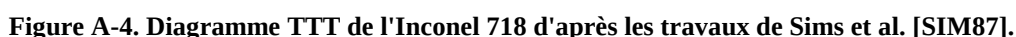


Figure A-3. Absence de la phase γ'' dans une zone proche de la phase δ dans l'Inconel 718DA (a) et après traitement thermique de 1000h à 700°C d'après le travail de Marin et al. [MAR14] (b). Photos obtenues par polissage mécanique jusqu'au micron puis polissage électrolytique et observation au MEB-FEG (électrons secondaires).

De nombreuses études sont consacrées à ces phases et à leur influence sur les propriétés de l'alliage. On peut notamment citer Singh et al. [SIN03] qui prouvent que la stabilité de la phase γ'' n'est pas possible pour un taux de niobium supérieur à 3,5% à 850°C dans des alliages Ni-V-Nb. Azadian et al. [AZA04] montrent aussi que la vitesse de précipitation de la phase δ est maximale pour un traitement à 900°C .

Les carbures et nitrures présents dans l'Inconel 718 sont également une source importante d'études. Les carbures primaires sont de type MC, où M représente un métal comme Nb, Ti ou Ta, et ont une morphologie irrégulière mais très géométrique avec une taille pouvant varier entre 5 et $60\mu\text{m}$. Ils se forment de manière préférentielle au niveau des joints de grains lors de l'étape de forgeage. Ils constituent ainsi une autre barrière limitant la

La microstructure et les propriétés de ce matériau dépendent très fortement du traitement thermique appliqué. La figure A-4 présente le diagramme TTT de l'alliage d'après les travaux de Sims et al. [SIM87].



Dans notre étude, c'est l'Inconel 718 avec le traitement thermique DA qui est utilisé. Sa microstructure est visible sur la figure A-5. La surface présentée sur cette figure a été préparée par polissage mécanique jusqu'au micron puis polissage électrolytique. L'observation au microscope électronique à balayage en utilisant le capteur d'électrons rétrodiffusés (cf. partie A.3) permet de révéler les grains grâce aux contrastes de gris qui sont un reflet des différences d'orientation cristallographique des grains.

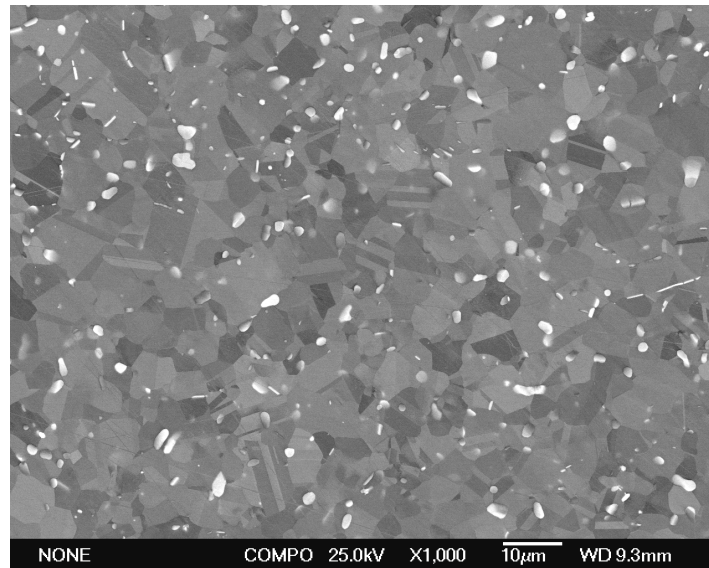


Figure A-5. Microstructure de l'alliage Inconel 718DA utilisé dans l'étude.

A.1.1.2. Elaboration et mise en forme

La microstructure de l'alliage est également fixée par les processus d'élaboration et de mise en forme. L'élaboration résulte de l'application du processus de triple fusion VIM-ESR-VAR dont les schémas de principe sont illustrés sur la figure A-6.

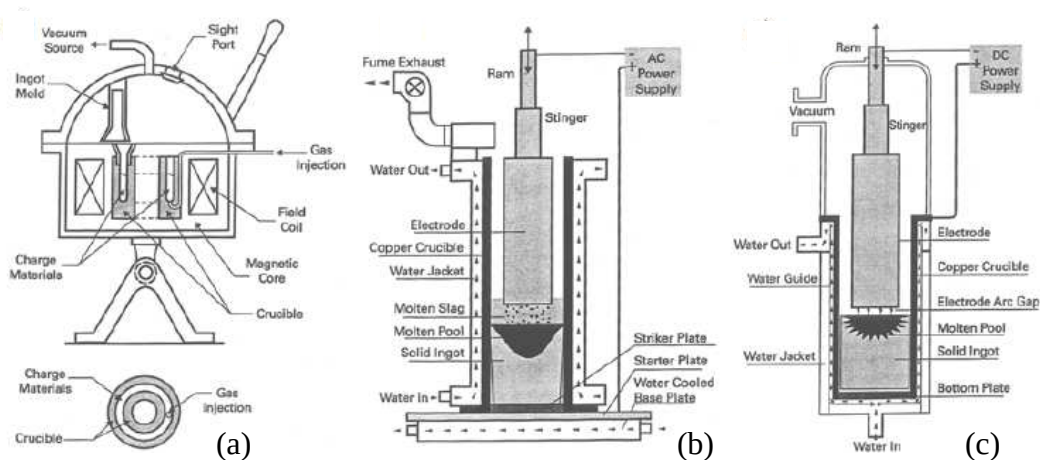


Figure A-6. Principe du processus de triple fusion pour l'élaboration de l'Inconel 718DA : VIM (a), ESR (b) et VAR (c) [ALEX04].

L'étape VIM (Vacuum Induction Melting) est une fusion en creuset dans le but d'élaborer le matériau sous forme d'électrode. La composition de l'alliage est ajustée au cours de cette étape par des contrôles de composition du bain de fusion. Le matériau sous forme d'électrode est ensuite refondu par ESR (Electro Slag Remelting) sous laitier conducteur dans le but d'affiner la composition de l'alliage, de réduire les ségrégations, la teneur en éléments nocifs ainsi que le nombre d'inclusions. La dernière étape est une refusion à l'arc sous vide (VAR : Vacuum Arc Remelting) qui permet encore de diminuer le nombre d'anomalies microstructurales du type inclusions ou retassures.

Une fois le matériau élaboré, le forgeage est le processus qui conditionnera les propriétés d'emploi de la pièce. Cette opération a une influence directe sur la taille de grain, l'écrouissage ainsi que le fibrage du matériau. Ces paramètres sont connus pour avoir une

influence importante sur la tenue mécanique. Le but est également d'obtenir une microstructure la plus homogène possible dans le disque. Le forgeage comporte plusieurs étapes illustrées sur la figure A-7.

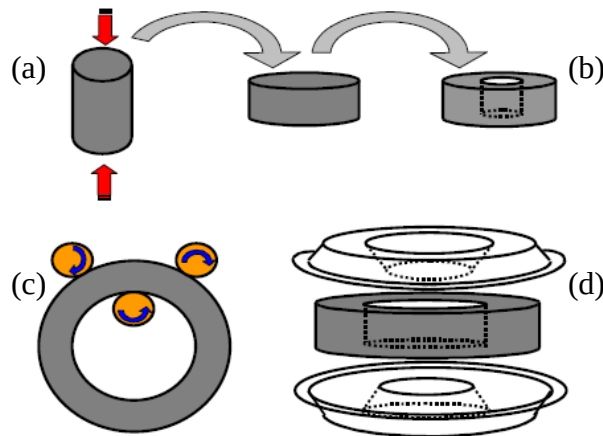


Figure A-7. Illustration des différentes étapes de forgeage : écrasement de la billette initiale (a), débouchage (b), laminage circulaire (c) et matriçage (d) [ALEX04].

La première étape est l'écrasement de la billette initiale. Elle est ensuite débouchée puis laminée de façon circulaire dans le but d'obtenir le bon diamètre. La dernière étape du forgeage est le matriçage. Durant ce processus, une recristallisation de la microstructure se produit. Elle permet d'affiner la taille de grain du matériau.

Parmi les nombreux paramètres influençant la taille de grain lors du forgeage, Zhou et al. [ZHO95] ont étudié les effets de vitesse de déformation, contrainte et température sur la taille de grain pour différents niveaux de déformation. Une partie de leurs résultats est visible sur la figure A-8. On observe que des vitesses de déformation faibles ainsi qu'un abaissement de la température de forgeage engendrent une microstructure plus fine. En revanche, ces effets entraînent aussi une augmentation de la contrainte, ce qui peut se révéler nocif pour les outils de production.

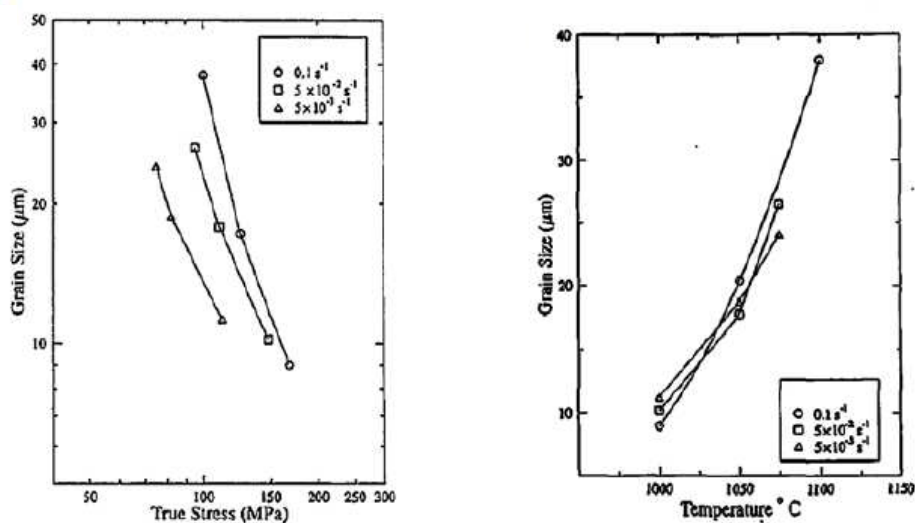


Figure A-8. Effet de la contrainte à 70% de déformation, de la vitesse de déformation et de la température de forgeage sur la taille de grain [ZHO95].

Finalement, la gamme de forgeage appliquée pour l'obtention de disques de turbine ainsi que le traitement thermique Direct Aged résultent en une microstructure fine et une présence d'écrouissage qui permet une augmentation de la limite d'élasticité. Fayman [FAY87] illustre ce résultat en comparant la résistance à la traction de l'alliage 718 conventionnel et après traitement thermique Direct Aged (DA) en fonction de la température (cf. figure A-9).

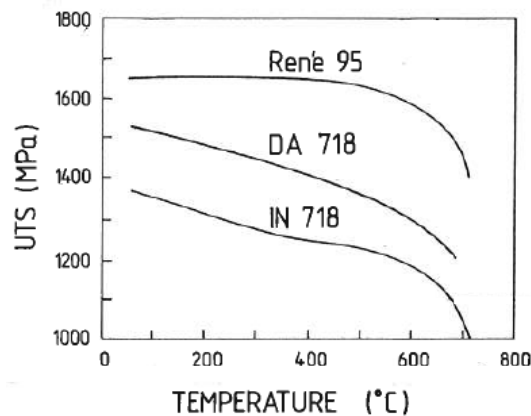


Figure A-9. Comparaison de la résistance à la traction de l'alliage 718 conventionnel et après traitement thermique Direct Aged en fonction de la température [FAY87].

A.1.2. Propriétés en fatigue

A.1.2.1. Durée de vie

La durée de vie en fatigue des alliages métalliques, et plus particulièrement des superalliages à base Nickel, est dépendante de nombreux paramètres. Le fibrage du matériau a notamment un impact non négligeable. Cet effet se fait ressentir en fonction du sens de prélèvement sur la limite d'endurance [AMS] et sur les vitesses de propagation [PED82] dans l'Inconel 718.

L'usinage des pièces est également un facteur à prendre en compte dans le dimensionnement en fatigue. En effet, des contraintes résiduelles et de l'écrouissage peuvent être introduits au cours de l'usinage. Le mode d'usinage joue également sur la rugosité de la pièce. Ces paramètres sont connus pour avoir une influence sur la tenue en fatigue. Fordham et al. [FOR97] et Lieurade et al. [LIE03] ont étudié l'effet du mode d'usinage sur la limite d'endurance du superalliage 718. Fordham et al. montrent ainsi que les meilleures performances en fatigue sont obtenues après un usinage par électroérosion suivi d'un traitement de surface par grenaillage car la combinaison de ces deux étapes (EDM/S.P.) permet l'obtention d'une rugosité faible et de contraintes résiduelles de compression. Ce mode d'usinage est comparé avec l'électroérosion (EDM), l'usinage laser (LBM) et l'estampage (stamped) sur la figure A-10. Bhowal et al. [BHO08] montrent aussi qu'un choix judicieux de traitement de surface permet d'augmenter la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718DA par la suppression de la couche affectée par l'usinage qui se révèle nocive en fatigue.

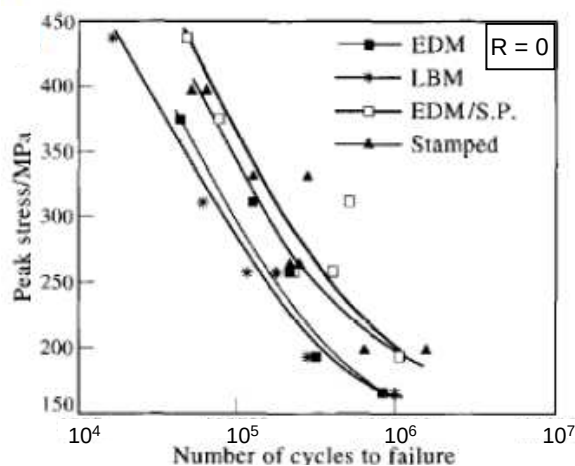


Figure A-10. Effet du mode d'usinage sur la tenue en fatigue de l'Inconel 718 à 20°C [FOR97].

La taille de grain est un autre paramètre connu pour influencer les propriétés en fatigue des alliages métalliques. Généralement, une diminution de la taille de grain permet une augmentation de la durée de vie en fatigue. Cela a notamment été montré par Boyd-Lee et al. [BOY99] sur des superalliages à base Nickel. Cela peut s'expliquer par l'influence de la taille de grain sur la limite d'élasticité et la résistance à la traction d'un matériau qui suivent la loi de Hall & Petch :

$$R_p = \frac{\delta_{Rp}}{\sqrt{d}} + R_{p0} \quad \text{et} \quad R_m = \frac{\delta_{Rm}}{\sqrt{d}} + R_{m0} \quad (\text{A-1})$$

Cette loi signifie qu'une diminution de la taille de grain entraîne une augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction d'un matériau. De ce fait, pour une contrainte imposée, la part de déformation plastique diminue. Or celle-ci influence fortement la durée de vie en fatigue qui se retrouve améliorée.

Il est toutefois nécessaire de prêter une attention toute particulière aux effets de microstructure. En effet, ceux-ci peuvent parfois avoir des effets opposés sur l'amorçage et la propagation de fissure. Il est donc important de connaître le domaine de durée de vie visé lorsqu'on cherche à dimensionner une pièce en fatigue. La part d'amorçage dans la durée de vie varie considérablement. Généralement, sa contribution augmente lorsque la durée de vie est importante et que le chargement mécanique est de plus en plus inférieur à la limite d'élasticité macroscopique du matériau.

La température est également un paramètre ayant une forte influence sur la durée de vie en fatigue. Elle agit sur les propriétés mécaniques des matériaux dont le comportement en fatigue se retrouve modifié. Dans le cas du superalliage Inconel 718, les propriétés mécaniques évoluent peu entre 20°C et 450°C. Le comportement en fatigue de l'alliage est donc relativement peu affecté sur cette gamme de température comme le montrent Fournier et Pineau en 1977 [FOU77] et plus récemment Warren et Wei [WAR06]. En revanche, l'effet négatif de l'augmentation de la température sur la durée de vie en fatigue est plus marqué pour des températures supérieures à 500°C. Cela correspond avec la chute de la limite d'élasticité observée à partir de cette température.

Néanmoins, il a été observé, par Clavel et al. [CLA82] et Bhattacharya et al. [BHA97], l'existence de deux modes de déformations en fonction de l'amplitude de déformation appliquée et donc de la durée de vie visée. Pour les faibles déformations, c'est le micromaclage qui semble gouverner la déformation plastique alors que pour les fortes déformations, il s'agit de la localisation de la déformation sur des bandes de glissement. Cela contribue à expliquer le phénomène observé par Warren et Wei visible sur la figure A-11. On peut y remarquer une influence différente de la température en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée. Pour une amplitude de contrainte supérieure à 840 MPa, la température a un effet néfaste sur la durée de vie alors qu'elle a un effet bénéfique pour une amplitude de contrainte inférieure à 840 MPa. La température semble donc affecter différemment les mécanismes de déformation de l'Inconel 718.

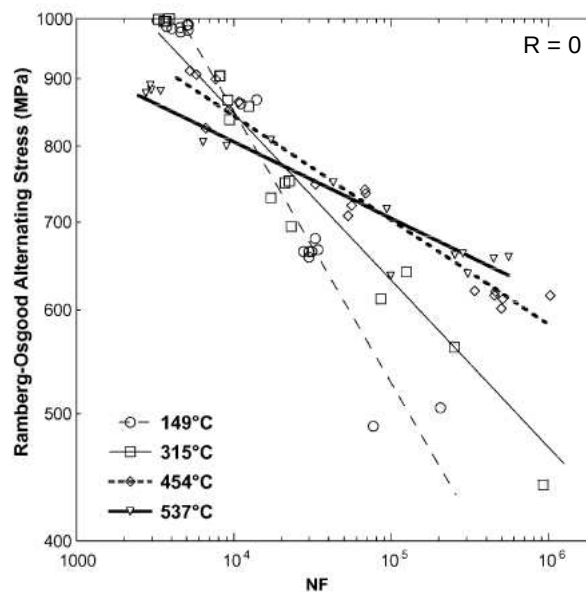


Figure A-11. Effet de la température et du niveau d'amplitude de contrainte sur la durée de vie de l'Inconel 718 [WAR06].

A.1.2.2. Amorçage

Le traitement thermique Direct Aged a permis d'augmenter la limite d'élasticité et la résistance en traction du superalliage Inconel 718. Cette amélioration des propriétés mécaniques du matériau provient de la suppression du traitement de mise en solution qui conduit à l'augmentation de l'écrouissage, qui n'est plus relaxé, et au maintien d'une taille de grain fine issue du forgeage. Cependant, ces résultats mènent à un changement des mécanismes d'amorçage de l'alliage. En effet, l'écrouissage dépend des déformations locales dues au processus de forgeage. Le comportement du matériau est donc moins homogène que dans le cas du traitement thermique standard. De plus, la taille de grain fine obtenue entraîne des amorçages privilégiés de fissures sur particules alors qu'un alliage à gros grains donne plutôt lieu à des amorçages sur des bandes de glissement intenses en stade I. Les travaux d'Alexandre et al. [ALE04] illustrent ces deux types d'amorçage (cf. figure A-12).

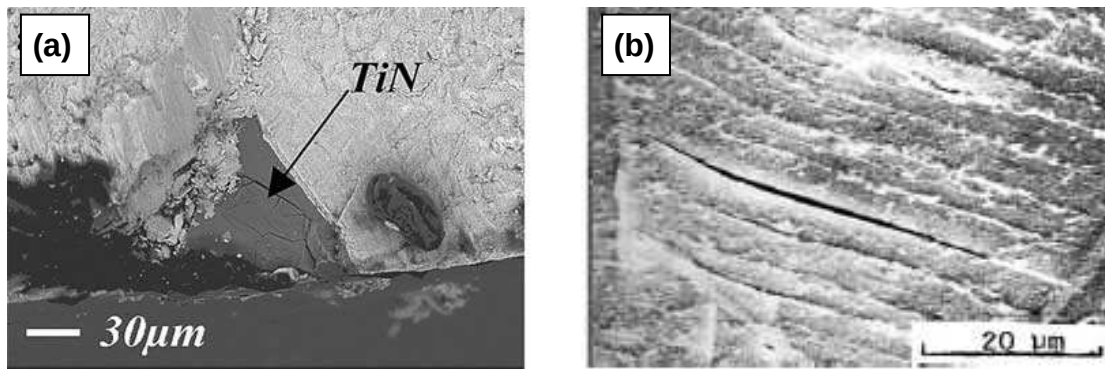


Figure A-12. Illustration de l'amorçage sur particule (a) et en stade I sur des bandes de glissement intense (b) dans l'Inconel 718DA [ALE04].

Ces deux mécanismes d'amorçage conduisent à l'obtention de faibles durées de vie dans le cas d'amorçage sur carbures de niobium avec des abattements jusqu'à deux ordres de grandeurs par rapport à l'amorçage en stade I.

L'amorçage en stade I, caractérisé par Fournier et al. [FOU77] et Clavel et al. [CLA82], est fortement dépendant de l'amplitude de déformation plastique. Dans ce cas, les fissures s'amorcent sur des bandes de glissement intenses et se propagent en stade I jusqu'à une dimension proche de la taille de grain. Elles se propagent ensuite dans un plan perpendiculaire à la direction de sollicitation en stade II. Ce type d'amorçage est illustré sur la figure A-13 représentant une coupe longitudinale d'une éprouvette en Inconel 718 après essai.

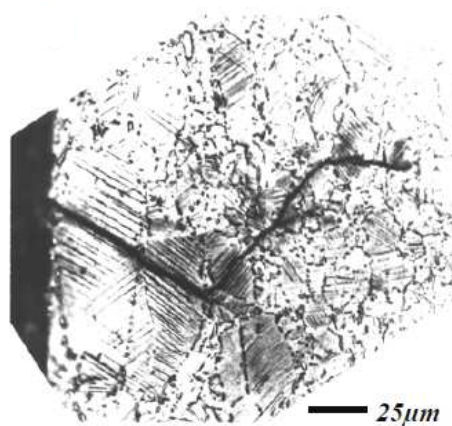


Figure A-13. Illustration d'un amorçage en stade I sur Inconel 718 [FOU77].

L'amorçage sur carbures de niobium dans l'Inconel 718DA a été particulièrement étudié par Connoley et al. [CON03]. A haute température, ces carbures sont particulièrement sensibles à l'oxydation ce qui conduit à une expansion volumique importante de ces particules. De ce fait, les carbures subsurfaciques constituent des sites d'amorçage privilégiés de fissure puisqu'ils perturbent le matériau et créent des déformations locales importantes. La figure A-14 schématise les différents types de déformations observées par Connoley et al. en fonction de la position initiale du carbure.

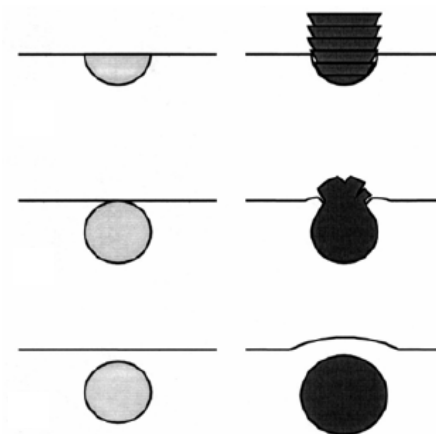


Figure A-14. Schéma des différents types d'endommagement dû à l'oxydation des carbures dans l'Inconel 718DA en fonction de leur position par rapport à la surface [CON03].

Connoley et al. indiquent que, lorsque le carbure débouche à la surface, son expansion volumique est contrôlée par les frottements latéraux avec la matrice, ce qui entraîne la formation de strates visibles sur la figure A-15 (a). Dans le cas où le carbure est quasiment tangent à la surface, il se produit une éruption complète. Celle-ci est illustrée sur la figure A-15 (b) et correspond au déchirement de la surface par la particule qui finit son expansion en surface. Dans les deux cas précédents, le comportement des carbures en fatigue s'apparente au comportement d'un trou. Le cas où le carbure est situé sous la surface semble le plus néfaste sur la tenue en fatigue de l'alliage. En effet, l'expansion volumique du carbure ne mène pas à un débouchement mais conduit à un gonflement en surface (cf. figure A-15 (c)) qui génère une mise sous tension de la matrice au voisinage de la particule. De ce fait, l'amorçage de fissure est rapide au niveau de ce gonflement. De plus, une fois le carbure fissuré, la propagation jusqu'à la surface est très rapide ce qui conduit à une augmentation rapide de la taille de la fissure.

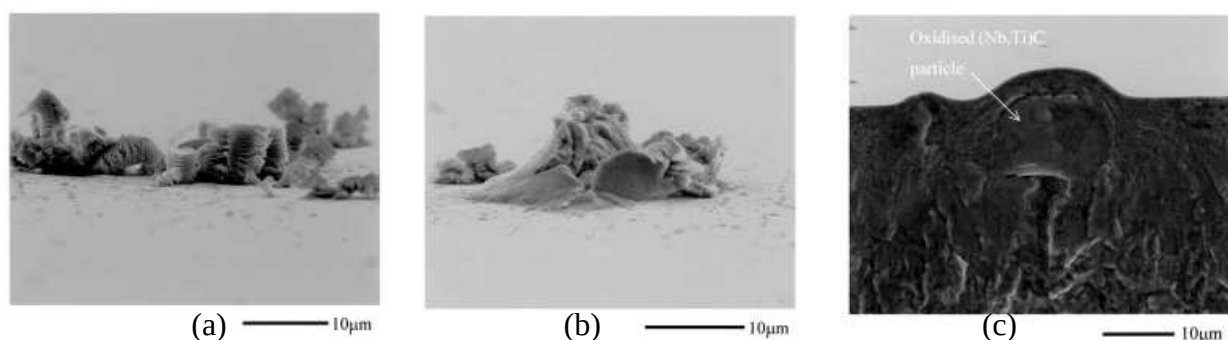


Figure A-15. Endommagement causé par l'oxydation des carbures dans l'Inconel 718DA [CON03]. Formation de strates (a). Eruption complète (b). Gonflement en surface (c).

Les carbures de niobium ne sont pas les seules particules affectées par l'oxydation. En effet, même si les nitrures de titane ne sont pas directement affectés, ils servent de sites de germination aux carbures de niobium. De ce fait, l'oxydation de la couche de carbure et la formation d'oxydes engendre une mise sous tension du nitrure, ce qui provoque sa fissuration comme illustré sur la figure A-16.

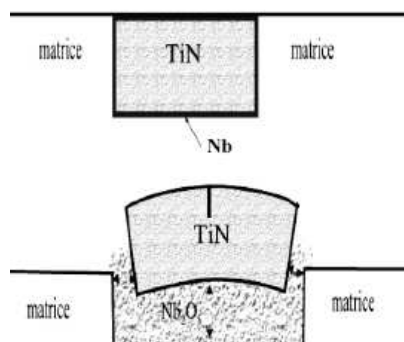


Figure A-16. Effet de l'oxydation sur les nitrures de titane [CAS10].

A.1.2.3. Propagation

Nous nous intéresserons ici uniquement aux mécanismes régissant la propagation des fissures considérées comme longues. Le mode de propagation de ce type de fissure est souvent un indicateur de la vitesse de propagation. En effet, la propagation intergranulaire conduit généralement à des vitesses plus importantes que la propagation transgranulaire.

Dans le cas du superalliage Inconel 718DA, la propagation intergranulaire semble favorisée par l'oxydation. Ainsi, un essai sous air à haute température mène plutôt à un mode de propagation intergranulaire alors qu'un environnement sous vide conduit à une propagation transgranulaire. Cet effet est dû à la fragilisation des joints de grain par la formation d'une couche d'oxyde fragile à leur niveau et à un appauvrissement en précipités durcissants γ' et γ'' au voisinage du joint de grain. Molins et al. [MOL97] ont mis en évidence l'existence d'une pression partielle d'oxygène de transition au-delà de laquelle la fragilisation du matériau par oxydation apparaît.

Le mode de propagation dépend fortement de la microstructure, de l'environnement et de la fréquence d'étude. Pedron et Pineau [PED82] ont ainsi caractérisé l'influence de ces paramètres pour différentes microstructures de l'alliage 718 et à haute température. Leurs résultats sont visibles sur la figure A-17.

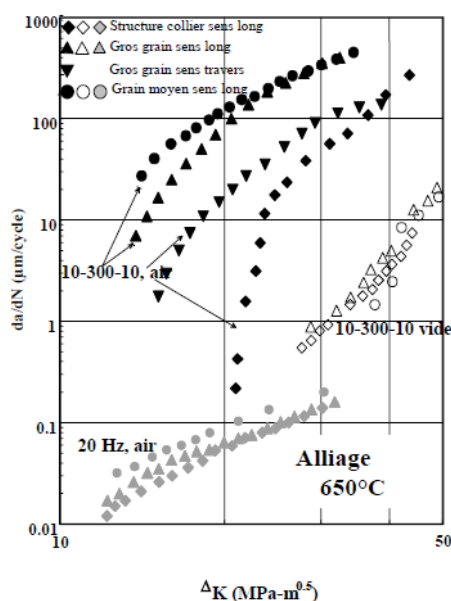


Figure A-17. Effet de l'environnement et de la fréquence sur la vitesse de propagation de l'alliage 718 pour différentes microstructures [PED82].

A une forte fréquence (20 Hz), le mode de propagation est transgranulaire et la microstructure a peu d'effet sur la vitesse de propagation. Cela s'explique par le fait que l'oxydation est un mécanisme de diffusion et qu'il est donc d'autant plus important que la fréquence est faible. Dans le cas d'une fréquence élevée, la fragilisation des joints de grain par oxydation est très faible et la rupture est donc principalement transgranulaire pour toutes les microstructures. Le résultat est similaire pour des cycles avec temps de maintien (10-300-10) mais avec un environnement sous vide. En effet, l'oxydation n'a pas lieu sous environnement inerte. Dans ces conditions, la microstructure a peu d'influence. Celle-ci est en revanche particulièrement marquée pour des essais avec temps de maintien sous air. Dans ce cas la propagation est intergranulaire et la microstructure la plus néfaste semble être celle avec les grains les plus fins. Une taille de grain importante mène en effet à une rugosité importante de la surface de rupture et donc à une vitesse de propagation faible.

Cet effet de fréquence a également été observé par Osinkolu et al. [OSI03] où un écart important de vitesse de propagation est observé entre 0,1 Hz et 1 Hz (cf. figure A-18). Cet écart s'explique par la différence du mode de propagation. Il est montré que la transition entre ces deux modes se situe au voisinage de 1 Hz.

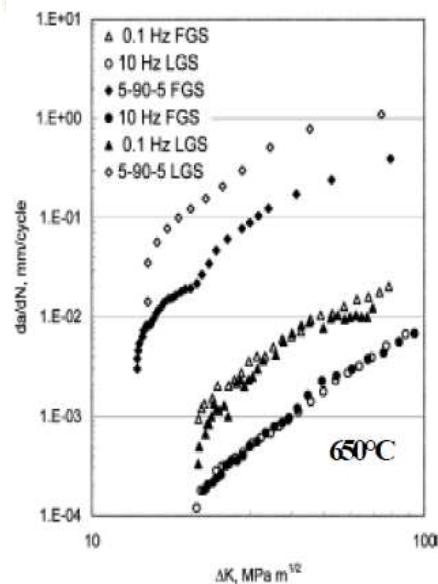


Figure A-18. Influence de la fréquence pour différentes tailles de grain de l'alliage 718 [OSI03].

Il apparaît sur la figure A-18 que l'effet de la taille de grain donne un résultat contraire aux résultats obtenus par Pedron et Pineau. En effet, pour des essais avec temps de maintien (5-90-5), Osinkolu et al. montrent qu'une microstructure à grains fins (FGS : Fine Grain Size) conduit à une vitesse de propagation plus faible qu'une microstructure à gros grains (LGS : Large Grain Size). Cela s'explique par l'influence de la phase δ sur la propagation dans cet alliage. En effet, dans l'étude d'Osinkolu et al., le traitement thermique utilisé pour obtenir la microstructure à gros grains s'est effectué à une température supérieure au solvus de la phase δ . Cette phase doit donc être absente dans la microstructure LGS, ce qui apparaît particulièrement mauvais pour la tenue en fatigue des joints de grain. A l'inverse, les microstructures des essais de Pedron et Pineau ont une fraction volumique de phase δ constante. Dans ce cas, la diminution de la taille des grains est néfaste en fatigue. Cela peut s'expliquer par le fait que la phase δ joue un rôle de guide de fissure comme Ponnelle l'a montré dans sa thèse [PON01].

D'autres éléments de microstructure peuvent jouer un rôle important sur la résistance à la propagation de fissures du superalliage Inconel 718DA. Les résultats de Floreen et al. [FLO80] et de Guédou et al. [GUE84] mettent ainsi en évidence l'influence des précipités durcissants. Ils utilisent à cet effet des traitements thermiques de vieillissement de l'alliage pour modifier la taille des précipités de phase γ' et γ'' et observer leur influence sur la vitesse de propagation. Les résultats de Guédou et al. sont présentés sur la figure A-19. Le traitement thermique ST conduit à une taille de précipités γ' de 10 nm et γ'' de 15 nm alors que le traitement thermique DT à une taille de γ' de 50 nm et γ'' de 100 à 300 nm. Il est montré que le traitement DT mène à des vitesses de propagation plus faibles. Les conclusions concernant l'influence de la taille des précipités de phase durcissantes sont néanmoins à nuancer puisque les traitements thermiques modifient également la morphologie et la taille de la phase δ .

Le fibrage est, avec la microstructure, un autre paramètre métallurgique ayant une influence sur la vitesse de propagation. Il a été montré par Prasad et al. [PRA12] que pour l'Inconel 718 forgé pour des applications de disque de turbine, à une fréquence fixe, la direction radiale de prélèvement des éprouvettes présente une vitesse de propagation supérieure à celle de la direction tangentielle.

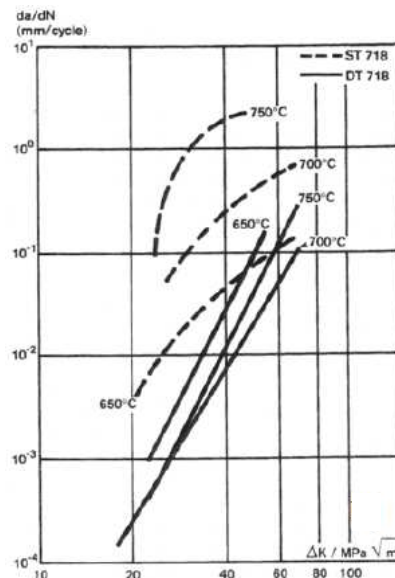


Figure A-19. Effet des précipités de phase durcissante sur la vitesse de propagation de l'Inco 718 [GUE94].

D'autres études ont pu montrer que les paramètres de chargement influencent aussi la vitesse de propagation de l'Inconel 718. Lynch et al. [LYN94] étudient l'influence de la forme du signal et notamment du temps de maintien. Ils observent qu'à 700°C, la vitesse de propagation chute, pour les faibles valeurs d'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK , lorsque la durée du temps de maintien augmente. Les auteurs expliquent ce phénomène par un effet de fermeture de fissure, induit par oxydation, plus important pour des temps de maintien plus longs. En revanche, des vitesses de propagation similaires sont obtenues à fort ΔK (40 à 50 MPa.m^{1/2}). L'explication avancée indique que dans ce domaine, la contribution du temps de maintien à la propagation est faible et est probablement compensée par des effets de déviation de fissures intergranulaires et éventuellement par de la fermeture de fissure induite par oxydation pour les temps de maintien les plus longs.

Prakash et al. [PRA09] recense également les effets de rapport de charge, niveau de contrainte et fréquence car ces grandeurs ont la capacité d'altérer les mécanismes de

glissement et de cisaillement en avant de la pointe de fissure et peuvent donc affecter la vitesse de propagation. Mercer et Soboyejo [MER99] montrent par des observations au microscope électronique à balayage (MEB) et en transmission (MET) que les mécanismes de rupture qui régissent la propagation d'une fissure dans l'Inconel 718 sont contrôlés non seulement par l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK , mais aussi par la valeur maximale de ce facteur : K_{max} . Ils établissent ainsi une cartographie des différents modes de rupture se produisant à température ambiante en fonction de K_{max} et ΔK (cf. figure A-20).

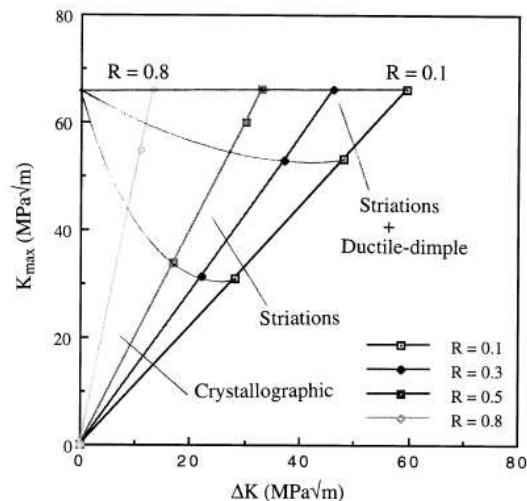


Figure A-20. Cartographie des mécanismes de rupture régissant la propagation d'une fissure dans l'Inconel 718 [MER99].

Andersson et Persson [AND04] utilisent quant à eux des essais *in situ* sous MEB pour caractériser l'influence de la fermeture de fissure sur les mécanismes de propagation à l'échelle microscopique dans l'Inconel 718. Ils concluent que la fermeture de fissure se produit avec des variations locales très importantes et est fortement influencée par l'orientation des grains en pointe de fissure.

Les paramètres d'influence sur la durée de vie en fatigue du superalliage Inconel 718DA sont nombreux. On recense les paramètres liés à la microstructure et au procédé de fabrication, ou bien, ceux liés aux conditions de sollicitations. La littérature apparaît très largement documentée à ce sujet et caractérise le comportement de ce matériau dans des domaines de conditions de sollicitations très variés. Grâce à cette bonne connaissance du matériau, il ne s'avère pas nécessaire de mener, dans cette étude, une campagne de caractérisation du comportement du matériau. Nous pouvons ainsi nous concentrer sur l'évaluation des phénomènes contrôlant la durée de vie en fatigue des anomalies de surface. Pour cela, l'analyse des travaux de la littérature nous permet de penser que les conditions de sollicitations devraient influencer la vitesse de propagation des fissures dans ce superalliage. La température, la fréquence, le rapport de charge et le niveau de contrainte semblent donc des paramètres importants à prendre en compte. Du fait de la faible taille de grain obtenue pour la version Direct Aged de l'Inconel 718, les particules de carbure semblent particulièrement nocives pour l'amorçage de fissures. Par conséquent, il paraît intéressant d'analyser la compétition entre ce type de particule et les anomalies de surface dans le stade d'amorçage. De premières pistes d'études se dégagent donc pour comprendre le comportement en fatigue des anomalies de surface.

A.2. Anomalies de surface

Les motoristes aéronautiques doivent évaluer la nocivité des anomalies de surface pouvant être introduites lors d'opérations de maintenance sur la durée de vie en fatigue de leurs pièces. Toutefois, la géométrie et la procédure d'introduction de ces types d'anomalies peuvent être multiples. La stratégie d'étude est donc d'une part de caractériser les anomalies de surface les plus représentatives de celles réellement présentes dans les pièces de turbine et d'autre part, de mettre en place les méthodes appropriées pour reproduire ces anomalies sur des éprouvettes de laboratoire.

A.2.1. Choix des anomalies

A.2.1.1. Anomalies représentatives de la flotte

SNECMA a effectué le travail de choix des anomalies à considérer dans cette étude. Un important recensement des anomalies présentes sur les pièces de la turbine haute pression a été réalisé sur la flotte des moteurs en service. Les cas rapportés ont été classés par pièces (arbre d'entrée, arbre de sortie, disque, ...), par zones (alésage, dent de disque, queue d'aronde, jonctions boulonnées, ...) et par type d'anomalies (choc, rayure, fissure, usure par frottement, ...). Une analyse statistique de cette base de données a ensuite été menée en ne prenant en compte que les anomalies d'une profondeur inférieure à 400 μm . Celle-ci a révélé que la majorité des anomalies présentes sur les pièces de turbine haute pression des moteurs SNECMA sont des rayures ou des chocs. Ce sont donc les deux types d'anomalies standard à caractériser dans cette étude.

Les rayures sont définies comme des anomalies de surface à profil en V et les chocs comme des anomalies de surface à profil en U. Il s'agit ensuite de déterminer les profondeurs des anomalies à étudier. Une analyse statistique des profondeurs par type d'anomalie et par pièce a été réalisée et a permis d'établir les histogrammes présentés sur la figure A-21.

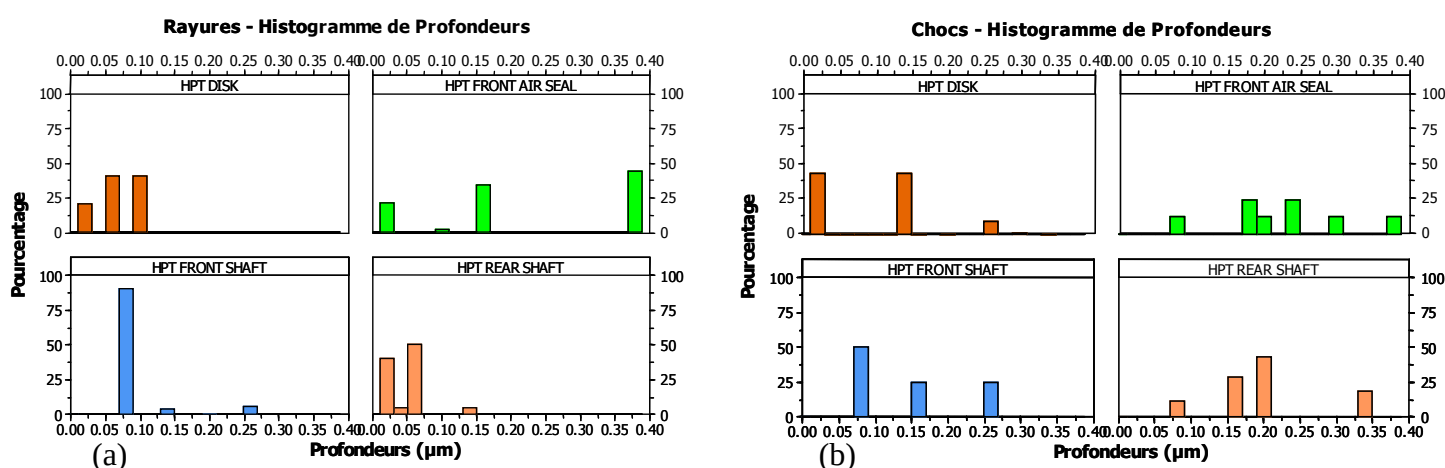


Figure A-21. Histogramme de profondeur des rayures (a) et des chocs (b) dans les pièces de turbine haute pression.

A partir de cette analyse, il a été décidé d'étudier la nocivité des rayures et des chocs en fatigue pour deux profondeurs. La profondeur la plus faible correspond à la profondeur minimum détectable par les techniques de contrôle non destructif qui sont de simples contrôles visuels. Le tableau A-2 résume les longueurs et profondeurs minimums de rayures et de chocs détectables par contrôle visuel avec lumière rasante en fonction de la zone

analysée. Dans ce tableau, la zone 1 correspond aux zones étendues accessibles et aux zones confinées visibles par miroir alors que la zone 2 comprend les zones de poche aval alésage non accessible.

	Zone 1		Zone 2	
	Longueur (mm)	Profondeur (mm)	Longueur (mm)	Profondeur (mm)
Rayure	1	0,025	2	0,05
Choc	0,3	0,1	0,5	0,1

Tableau A-2. Longueurs et profondeurs minimums d'anomalies détectables en fonction de la zone observée et du type d'anomalie.

La profondeur la plus élevée est choisie pour représenter une profondeur maximum tolérée par SNECMA pour des anomalies de surface sur des pièces de turbine haute pression.

Suite à ces résultats, il a été choisi d'étudier des rayures de longueurs 1 mm et de profondeur 25 μm ou 150 μm . La profondeur minimale d'étude des rayures a ensuite été modifiée à 50 μm car les essais préliminaires montrent que les rayures de 25 μm ne sont pas nocives dans les conditions de sollicitations testées. Les chocs étudiés ont quant à eux été fixés à une longueur de 2 mm et des profondeurs de 100 μm et 250 μm . Cependant, il a été remarqué que le processus d'introduction des chocs ne permet pas d'introduire des chocs de 250 μm sans risque important d'endommagement de l'outil utilisé pour l'introduction de ce type d'anomalie. Il a par conséquent été choisi d'utiliser une profondeur maximale de choc de 200 μm . Finalement, le tableau A-3 résume les profondeurs et longueurs d'anomalies fixées pour cette étude. Bien que la stratégie menant à ces choix apparaisse pertinente, nous pouvons toutefois émettre quelques critiques et regretter qu'ils ne permettent pas une comparaison directe de la nocivité des rayures et des chocs. En effet, les deux profondeurs et longueurs choisies sont différentes pour les deux types d'anomalies et ne permettent donc pas une comparaison directe entre eux. Il aurait également pu être judicieux de choisir la même morphologie pour les rayures et les chocs de manière à comparer uniquement l'influence de l'état de contrainte résiduelle initial induit par l'introduction des anomalies.

	Longueur (mm)	Profondeur 1 (mm)	Profondeur 2 (mm)
Rayure	1	0,05	0,15
Choc	2	0,1	0,2

Tableau A-3. Profondeur et longueur des anomalies fixées pour l'étude.

A.2.1.2. Anomalies à géométrie régulière

Les rayures et les chocs sont des types d'anomalie choisis pour être représentatif des anomalies pouvant être introduites sur une pièce lors d'une opération de maintenance. De manière à avoir des éléments de comparaison, nous avons choisi d'incorporer deux autres types d'anomalies à cette étude. Il s'agit d'anomalies à géométries régulières semi circulaire et semi elliptique. Ces deux géométries d'études classiques permettront de fournir des résultats enrichissants à l'étude en terme de comparaison et d'analyse des phénomènes mis en jeux.

Dans le but de pouvoir comparer les différents types d'anomalies, nous avons choisi de fixer une profondeur d'étude de ces anomalies semi circulaires et semi elliptiques à 100 μm . Ce choix est aussi dicté par la difficulté en pratique d'introduire des anomalies semi elliptiques d'une profondeur supérieure à 100 μm . Cette profondeur devrait également nous assurer un amorçage et une propagation de fissure sur l'anomalie. La longueur de ces deux types d'anomalie dépend de leur méthode d'introduction et de leur profondeur. Leur méthode d'introduction sera détaillée dans la partie A.2.3. Le diamètre en surface obtenu des anomalies

semi circulaires est d'environ $240\text{ }\mu\text{m}$. La longueur en surface des anomalies semi elliptiques est, quant à elle, d'environ $2,4\text{ mm}$.

A.2.2. Géométrie

A.2.2.1. Rayure

Les anomalies de type rayure sont des anomalies de surface arborant un profil en V censé être représentatif d'une rayure que pourrait occasionner un objet pointu sur une pièce. L'analyse du seuil de détectabilité de ces anomalies combinée à l'analyse statistique de leur taux d'occurrence en fonction de leur morphologie a conduit au choix d'une géométrie standard pour ce type d'anomalie. Le choix a également été dicté pour représenter la géométrie la plus nocive en fatigue de manière à rester conservatif par rapport aux autres morphologies de rayures et d'anomalies non étudiées ici.

La longueur est fixée à 1 mm . Cette valeur correspond à la longueur en fond d'anomalie. L'angle du V de la rayure est de 90° . La largeur en surface dépend de l'angle du V et de la profondeur de l'anomalie. Dans notre étude, elle varie entre $160\text{ }\mu\text{m}$ et $520\text{ }\mu\text{m}$ environ. Deux profondeurs théoriques sont utilisées pour ce type d'anomalie : $50\text{ }\mu\text{m}$ et $150\text{ }\mu\text{m}$. Le rayon en fond d'entaille est fortement dépendant de l'outil et de la méthode d'introduction de l'anomalie mais l'objectif est d'obtenir le rayon le plus fin possible. Dans notre cas, la procédure d'introduction mise en place nous permet d'obtenir un rayon en fond d'entaille d'environ $30\text{ }\mu\text{m}$. L'angle au niveau des extrémités d'une rayure entre la normale au plan d'introduction de l'anomalie et la rayure est de 40° . Les caractéristiques géométriques d'une rayure sont résumées sur la figure A-22 où p correspond à la profondeur de l'anomalie et r à son rayon en fond d'entaille.

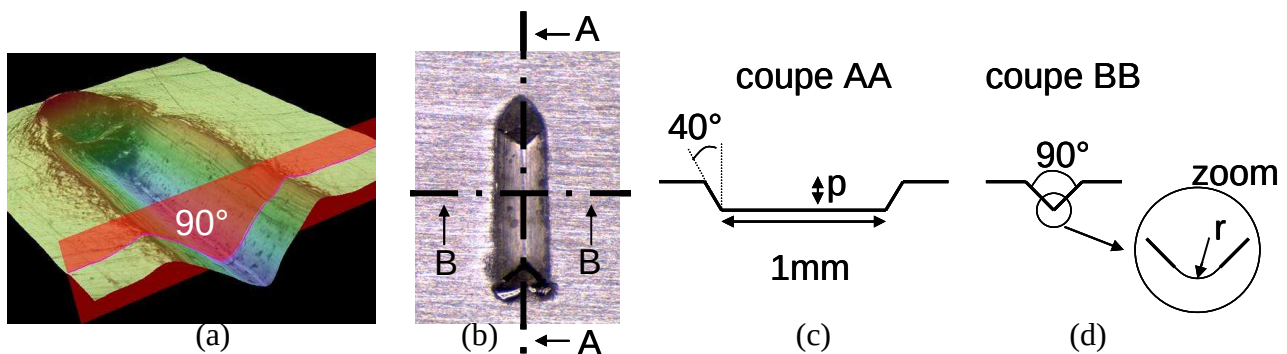


Figure A-22. Caractéristiques géométriques d'une rayure. Vue 3D (a). Vue de dessus (b). Coupe longitudinale (c). Coupe transversale et zoom au fond d'entaille (d).

Cette géométrie de rayure semble être la plus nocive lorsqu'elle est soumise à des sollicitations de fatigue. Nous pouvons néanmoins remarquer qu'elle ne semble pas représentative des rayures introduites lors d'opérations de maintenance des pièces de moteur. En effet, la probabilité est très faible que la combinaison de l'outil et de l'introduction de la rayure donne exactement l'ensemble des caractéristiques géométriques fixées. Par exemple, il paraît peu probable que l'outil effectuant une rayure sur une pièce soit parfaitement affûtée et crée un rayon en fond d'entaille très fin. De la même manière, le fait qu'il pénètre la pièce parfaitement droit pour générer une rayure symétrique avec un angle de 90° et un angle d'entrée et de sortie égal à 40° semble peu vraisemblable. La géométrie d'anomalie fixée correspond donc à une géométrie de base pour l'étude, déterminée pour se placer dans le cas le plus nocif en fatigue. Une perspective du travail mené ici est de considérer une rayure avec

une morphologie plus douce mais plus représentative des anomalies réelles introduites lors de la rayure d'une pièce par un objet.

A.2.2.2. Choc

Les chocs sont des anomalies de surface présentant un profil en U. Leur géométrie reproduit le résultat de la chute d'un tournevis plat sur une pièce. Pour ce type d'anomalie, le choix de la géométrie s'est également basé sur le principe de considérer une morphologie particulièrement nocive en fatigue. En effet, le profil en U favorise les amorçages multiples de fissures sur les 2 arêtes du profil et les 4 coins en fond d'anomalie. Les chocs possèdent une longueur et une largeur en fond d'anomalie respectivement de 2 mm et 500 μm . Les deux profondeurs fixées pour ce type d'anomalie sont 100 μm et 200 μm . Les angles entre les arêtes du choc et la normale au plan d'introduction de l'anomalie sont de $23,2^\circ$ dans le sens longitudinal et $32,7^\circ$ dans le sens transverse. Il est important de noter que les angles entre ces arêtes et le fond de l'anomalie sont nets, c'est-à-dire que le rayon au niveau de ces angles est extrêmement fin. La figure A-23 illustre les caractéristiques géométriques qui ont été fixées pour ce type d'anomalie.

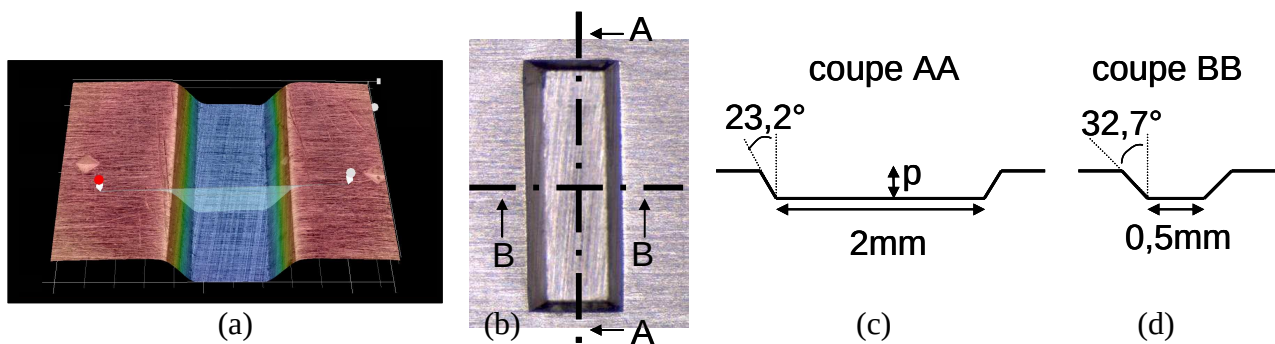


Figure A-23. Caractéristiques géométriques d'un choc. Vue 3D (a). Vue de dessus (b). Coupe longitudinale (c). Coupe transversale (d).

Encore une fois, nous pouvons remarquer que la géométrie fixée pour ce type d'anomalie ne semble pas représentative d'un choc introduit sur pièce réelle. La très faible probabilité de pouvoir obtenir un choc aux arêtes parfaitement affûtées et provenant d'un tournevis tombant de manière parfaitement perpendiculaire à la surface de la pièce en est la preuve. La géométrie choisie correspond donc aussi à un cas particulièrement néfaste en fatigue. Il apparaît néanmoins intéressant en perspective de ce travail d'aborder un aspect probabiliste de la nocivité des chocs et donc de considérer des chocs moins nocifs mais plus représentatif des anomalies introduites sur pièces réelles. Pour cela, une première étape pourrait être d'étudier des chocs avec une morphologie en V, se rapprochant de la géométrie des rayures mais avec une méthode d'introduction différente.

A.2.2.3. Anomalies à géométrie régulière

Les anomalies à géométrie régulière étudiées ici ont un profil semi circulaire et semi elliptique. Ils ne représentent aucun type d'anomalie de maintenance particulier mais sont testés et analysés dans le but de fournir une base de comparaison avec les résultats des rayures et des chocs. La géométrie de ces anomalies permet d'obtenir une morphologie de fissure semi circulaire et semi elliptique régulière et contrôlée. De plus, on modifie l'état de contrainte initial en essayant de limiter au maximum les contraintes résiduelles créées lors de l'introduction des anomalies.

De par leur méthode d'introduction par électroérosion et la profondeur choisie de 100 μm , les anomalies semi circulaires ont un diamètre en surface d'environ 240 μm . Leur morphologie est décrite sur la figure A-24.

Les anomalies semi elliptiques ont une longueur en surface fortement dépendante de la profondeur de l'anomalie et du diamètre du disque utilisé pour l'introduire. Dans notre cas, la longueur en surface de ces anomalies est d'environ 2,4 mm. La largeur et le rayon en fond d'entaille dépendent de l'angle du disque utilisé. Nous obtenons dans cette étude des anomalies semi elliptiques présentant une largeur en surface d'environ 140 μm et un rayon en fond d'entaille d'environ 50 μm . La figure A-25 résume les caractéristiques géométriques de ces anomalies semi elliptiques.

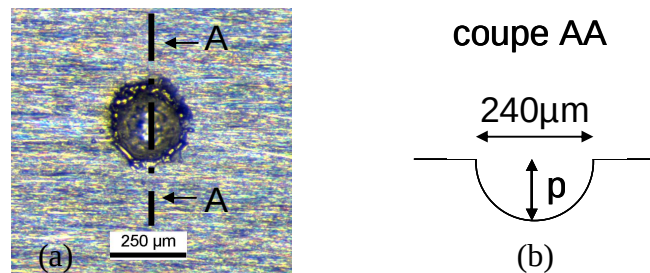


Figure A-24. Caractéristique géométrique d'une anomalie semi circulaire. Vue de dessus (a). Vue en coupe (b).

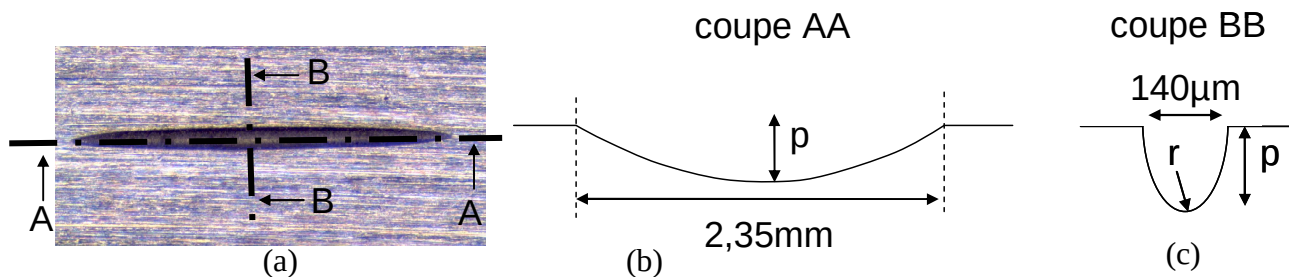


Figure A-25. Caractéristique géométrique d'une anomalie semi elliptique. Vue de dessus (a). Coupe longitudinale (b). Coupe transversale (c).

A.2.3. Méthode d'introduction

A.2.3.1. Montage de fixation des éprouvettes

Un modèle d'éprouvette de référence SNECMA « KBr » a été choisi pour les essais. Ces éprouvettes seront décrites plus précisément dans la partie B. Elles présentent l'avantage d'avoir une partie utile plane. Cette dernière a été rallongée de 9 mm dans le but de pouvoir introduire 2 anomalies (1 sur chaque face) sans provoquer d'interaction entre les fissures générées à partir de ces anomalies dans les phase d'amorçage et de propagation de fissures.

Un montage spécifique pour l'introduction des anomalies dans ce type d'éprouvette a été élaboré. Son but est d'éviter tout mouvement de translation et de rotation de l'éprouvette lors de la réalisation de l'anomalie. Le montage utilisé par SNECMA est illustré sur la figure A-26 (a). On peut noter que la distance 'd' indiquée sur cette figure a été calculée de telle sorte que la présence d'une rayure sur une face de l'éprouvette ne gêne pas le contact plan avec le montage pour la réalisation d'une rayure sur l'autre face. La distance 'd' mentionnée sur la figure A-26 (b) remplit d'ailleurs la même fonction.

Ainsi, comme on peut le voir sur le schéma de la figure A-27, et grâce au système de bridage de l'éprouvette, les translations suivant X, Y et Z et les rotations autour de ces axes sont bloquées. On utilise en effet, en plus du montage, une cale légèrement plus haute que l'éprouvette pour assurer un meilleur appui. En outre, cette cale permet de brider l'éprouvette et de bloquer les rotations et translations restantes.

Une partie du travail consistait à pouvoir reproduire à l'ENSMA la méthode d'introduction des rayures mise au point par SNECMA. Un montage légèrement différent a donc été élaboré dans le but de satisfaire les mêmes contraintes de fixation de l'éprouvette tout en s'adaptant aux équipements disponibles à l'ENSMA. Ce montage est présenté sur la figure A-26 (b).

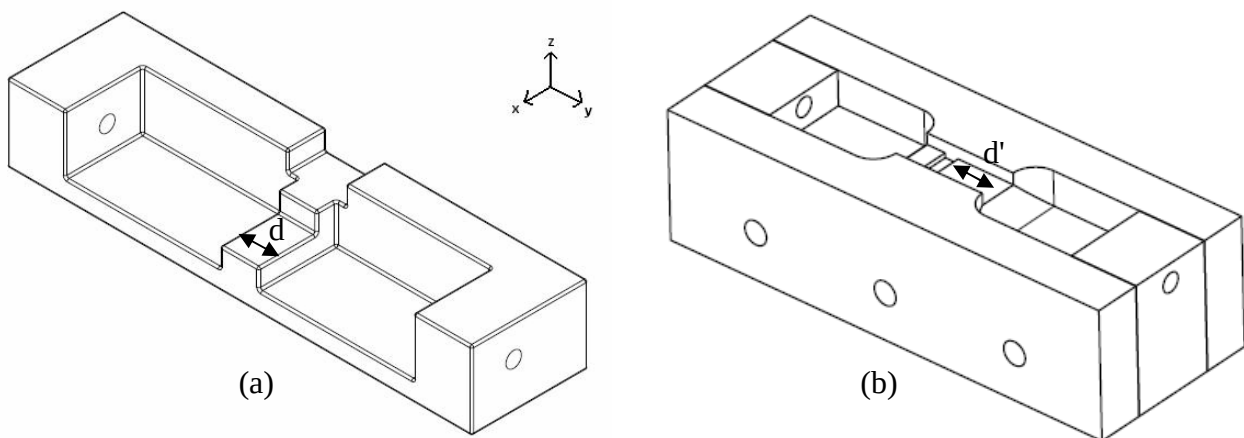


Figure A-26. Vue 3D du montage de fixation des éprouvettes KBr utilisé par SNECMA (a) et à l'ENSMA (b) pour l'introduction des anomalies.

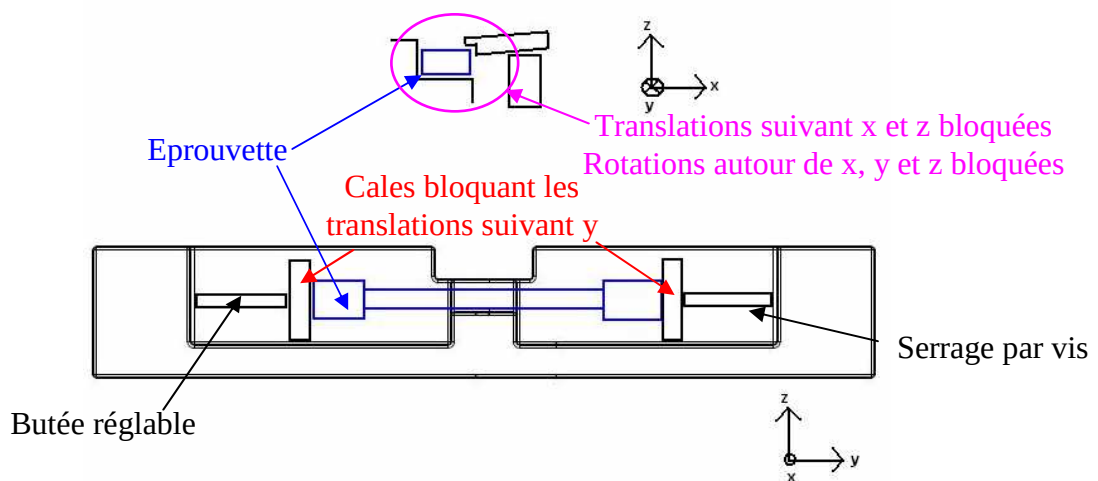


Figure A-27. Schéma du système de bridage de l'éprouvette en utilisant le montage SNECMA.

Le montage mis au point à l'ENSMA s'insère dans un étau et permet de bloquer automatiquement les translations et rotations de l'éprouvette d'une manière tout à fait similaire à ce qui est décrit sur la figure A-27.

A.2.3.2. Rayure

L'introduction d'une rayure s'effectue en 2 étapes :

- La pénétration de l'outil « rayure » dans l'éprouvette ;
- La translation de l'outil dans l'éprouvette pour réaliser l'anomalie.

L'outil utilisé pour effectuer une rayure est un cylindre en carbure affûté à la géométrie voulue. Cette géométrie est choisie de manière à ce que l'utilisation de l'outil conduise à l'obtention de rayures avec la morphologie décrite précédemment. L'affûtage de l'outil est réalisé selon le plan de la figure A-28. Le méplat sert de repère de manière à ne pas se tromper dans l'orientation de l'outil pour la réalisation des rayures. Il ne va pas jusqu'au centre de l'outil et une dépouille négative a été réalisée dans le but d'éviter que la pointe ne casse trop facilement. La pointe de l'outil est illustrée de manière plus précise sur la figure A-29. Le carbure a été préféré au diamant car, bien qu'il s'use plus rapidement, ce matériau est beaucoup moins fragile.

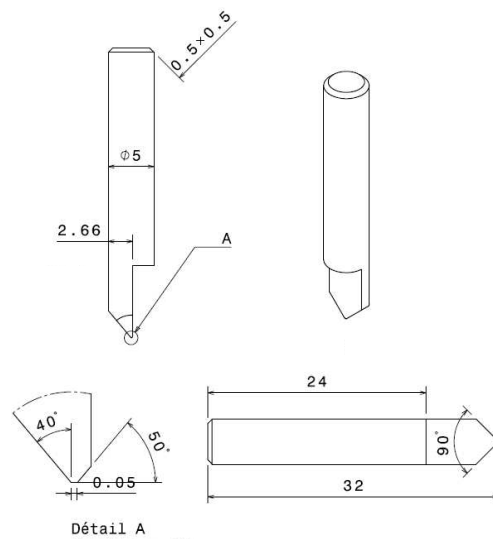


Figure A-28. Plan partiel de l'outil utilisé pour effectuer les rayures.

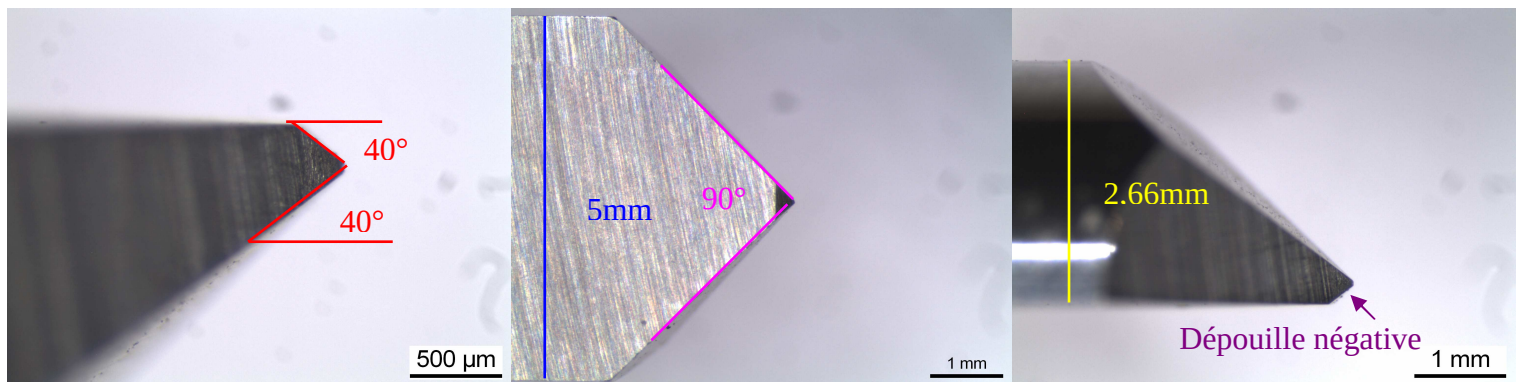


Figure A-29. Photos de la pointe de l'outil rayure.

L'outil en carbure provient d'une fraise à rainurer ou d'un foret en carbure dont la partie utile a été coupée. On garde ainsi la partie cylindrique « non utile » de la fraise ou du foret et on utilise une affûteuse pour l'usiner aux dimensions voulues. On pourra par exemple utiliser le foret de référence :

GUHRING
N° 05516 – 5,000
DIN 6539 R-N
Φ 5,000
K61777271

Pour réaliser une rayure, on utilise une fraiseuse. Celle-ci ne tourne pas, son utilisation permet d'installer l'outil sur la tête de la machine et le montage de fixation de l'éprouvette sur le plateau de la fraiseuse. Avant l'installation de l'éprouvette sur le montage, il est nécessaire de le brider et de le dégauchir sur le plateau de la fraiseuse comme le montre la photo de la figure A-30. On peut également y visualiser l'outil en carbure monté sur la fraiseuse. Les illustrations montrées ici représentent le cas d'utilisation du montage SNECMA pour fixer l'éprouvette. L'utilisation du montage ENSMA de fixation de l'éprouvette est en tout point similaire et n'influe pas sur le processus d'introduction d'une rayure.

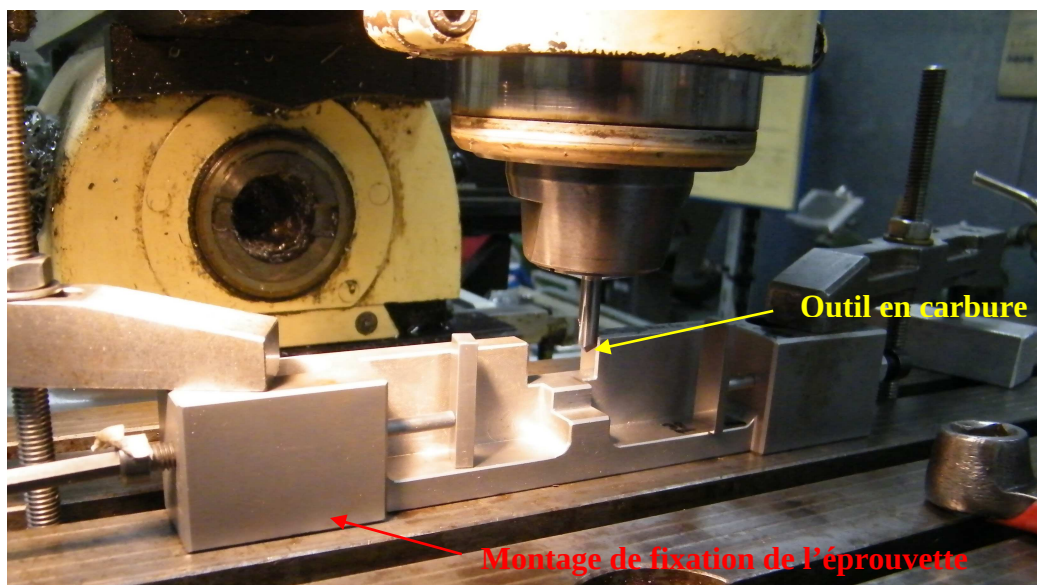


Figure A-30. Installation de l'outil et du montage de fixation de l'éprouvette sur la fraiseuse à SNECMA.

Une fois le montage et l'éprouvette positionnés et bridés, on doit bien évidemment penser à dégauchir l'outil de manière à prendre une référence et se placer correctement pour la réalisation de l'anomalie sur l'éprouvette. Pour cela, on cherche à placer le plat de l'outil parfaitement parallèle à l'éprouvette.

Pour effectuer la rayure, il est dans un premier temps nécessaire de faire tangenter l'outil à l'éprouvette. Cette étape est très importante et influe grandement sur la précision de la profondeur des anomalies à réaliser. On se rapproche tout d'abord du point de tangence en plaçant une feuille de papier entre l'outil et l'éprouvette. On descend petit à petit l'outil et dès que l'on ne peut plus retirer le papier, on sait que cette position correspond au point de tangence à l'épaisseur du papier près, soit environ 100 μm . Puis à partir de cette position, on descend l'outil de 5 μm en 5 μm et on essaye de faire une marque sur l'éprouvette à l'endroit de la rayure. Le repérage de cette marque est assuré par vérification visuelle. Dès que celle-ci est détectée, on sait que l'outil est bien au point de tangence avec l'éprouvette à 5 μm près. Cette précision apparaît satisfaisante mais nécessite une certaine expérience dans son application. Cette technique, bien que fastidieuse, apparaît comme la plus précise pour tangenter au mieux l'éprouvette avec l'outil.

La réalisation de l'anomalie en elle-même constitue finalement la dernière étape du travail. Avant cela, on peut s'assurer que rien ne gêne l'élaboration de la rayure sur l'éprouvette en nettoyant sa surface grâce à une soufflette. Ensuite, pour effectuer la rayure, on enfonce l'outil de la profondeur de passe voulue dans l'éprouvette et on effectue un aller-retour dans celle-ci à l'emplacement de la rayure et à cette profondeur. On peut noter que la valeur de la profondeur de passe doit être étalonnée. On observe en effet généralement que la rayure obtenue a une profondeur inférieure à la profondeur de passe de l'outil. Dans le cas de l'utilisation du montage SNECMA, on peut noter que, de manière à s'assurer que l'éprouvette ne bouge pas, on doit toujours effectuer l'aller du trajet de l'outil dans le sens où l'éprouvette est bloquée par le montage comme illustré sur la figure A-31.

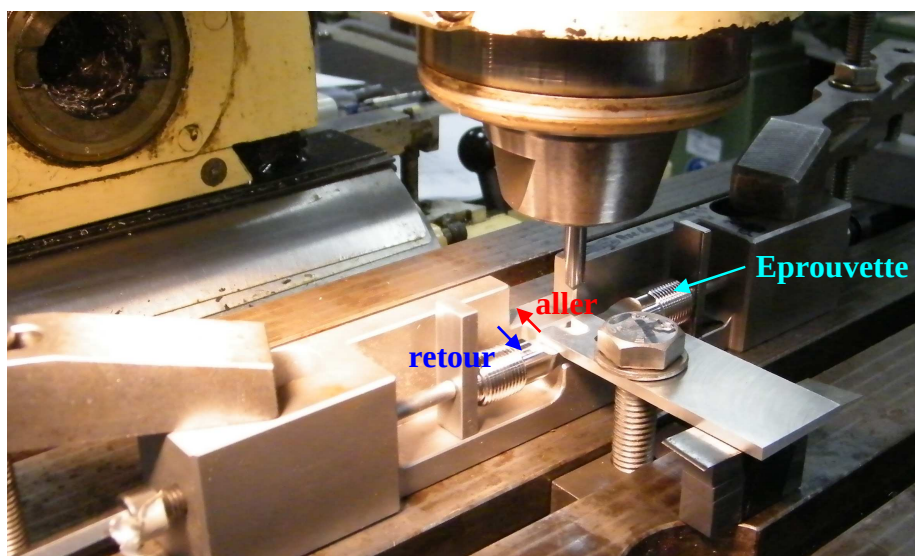


Figure A-31. Principe de réalisation d'une rayure à SNECMA.

Une étape importante du procédé se situe entre l'aller et le retour de l'outil dans l'éprouvette. De manière à relâcher la pression exercée par l'outil, on le remonte une fois le trajet aller effectué jusqu'à ce qu'il soit complètement dégagé de l'éprouvette. Sans changer de position, on replace ensuite l'outil à la bonne profondeur avant de finir avec le trajet retour.

On peut noter que ce retour, qui s'effectue à vide puisqu'il ne doit normalement plus y avoir de matière à repousser après le trajet aller, est censé permettre le lissage de la rayure. La pertinence de ce retour par rapport à la représentativité d'une anomalie pouvant être introduite lors d'opérations de maintenance peut être mise en doute. Nous conservons ici cette procédure dans le but de s'accorder à la procédure mise en place par SNECMA. Elle ne semble toutefois pas réaliste par rapport à l'introduction réelle d'une anomalie de maintenance de type rayure.

Enfin, une fois la rayure réalisée, on remonte l'outil et on vérifie qu'il n'est pas cassé ou bien qu'aucun copeau ne s'est déposé sur sa pointe car cela pourrait l'endommager. On enlève également les copeaux présents sur l'éprouvette.

Cette procédure d'introduction des rayures a été reproduite et est opérationnelle à l'ENSMA. Les résultats en terme de géométrie d'anomalie sont satisfaisants et tout à fait comparables à ceux obtenus par SNECMA.

A.2.3.3. Choc

La méthode d'introduction des chocs reprend le principe de la chute d'un outil sur une pièce. Un montage spécifique a pour cela été développé par SNECMA. Il permet la création d'une anomalie de type choc par la pénétration d'un outil en carbure dans l'éprouvette suite à l'impact généré par la chute d'une masse sur l'outil. La profondeur du choc obtenue dépend donc de la hauteur à laquelle on laisse chuter la masse. Celle-ci est guidée par un tube et tombe ainsi suivant un axe parfaitement vertical sur l'outil.

De la même manière que pour les rayures, l'outil en carbure utilisé est affûté aux dimensions permettant l'obtention d'une anomalie de type choc avec la géométrie décrite précédemment. Le plan de l'outil est visible sur la figure A-32. Pour fixer et brider l'éprouvette, on utilise le même montage décrit et utilisé pour l'introduction d'une rayure.

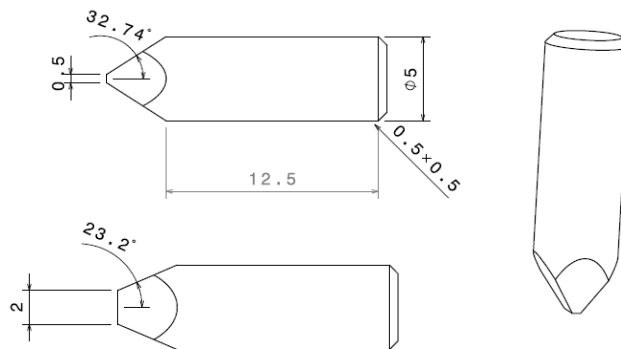


Figure A-32. Plan de l'outil utilisé pour l'introduction des chocs.

A SNECMA, le montage spécifique permettant d'introduire une anomalie de type choc sur une éprouvette est installé sur la tête d'une fraiseuse. Il s'agit d'un tube placé verticalement et relié à l'outil en carbure qui est placé à son extrémité inférieure. La réalisation du choc consiste à venir placer l'outil en contact avec la surface de l'éprouvette, puis de faire chuter une masse d'une hauteur déterminée et étalonnée dans le tube du montage. Celle-ci vient impacter une pièce solidaire de l'outil en carbure qui s'enfonce dans l'éprouvette, créant ainsi l'anomalie de type choc. L'utilisation d'une fraiseuse permet d'utiliser son plateau pour placer et dégauchir sans difficulté le montage de fixation de l'éprouvette par rapport au tube positionné sur la tête de la machine. La figure A-33 illustre l'utilisation du montage de type choc.

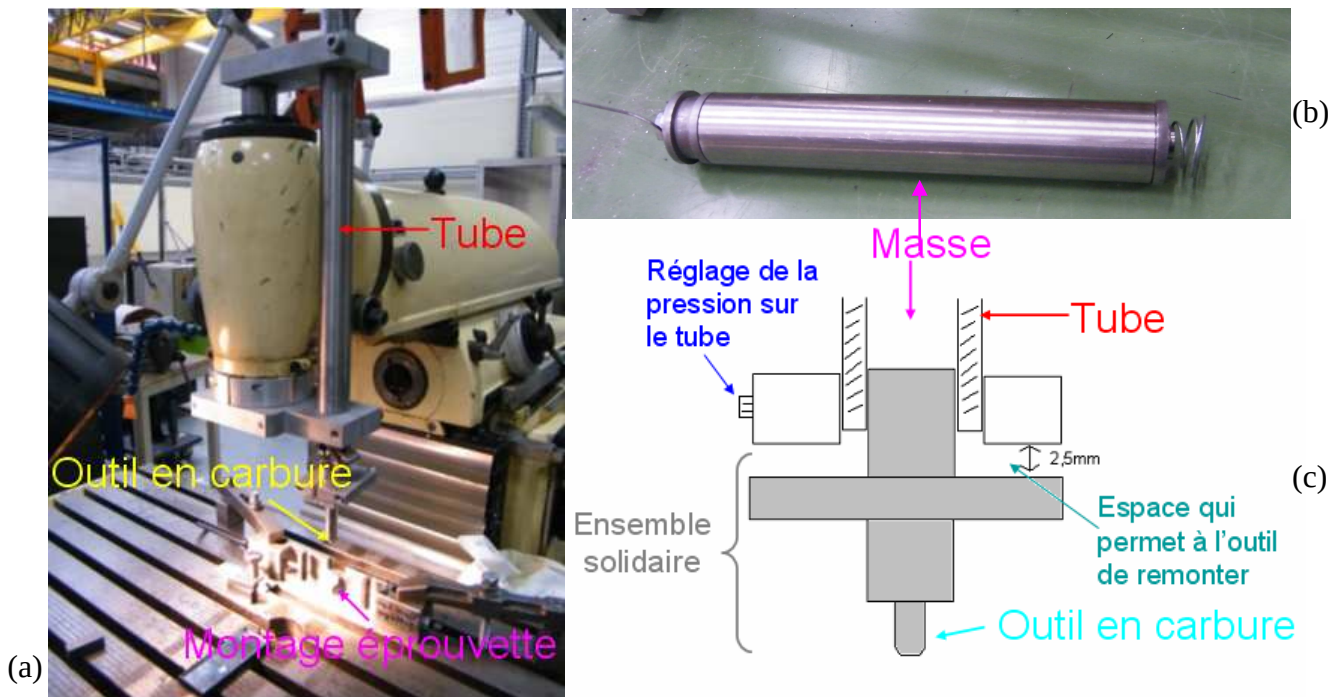


Figure A-33. Illustration du montage permettant l'introduction d'une anomalie de type choc. Vue globale du montage (a). Masse (b). Schéma du principe de fonctionnement (c).

La difficulté majeure qui intervient lors de l'utilisation de ce type de montage est la maîtrise du rebond de la masse et de l'outil de manière à ne pas impacter une seconde fois l'outil sur l'éprouvette. Cela peut en effet engendrer une irrégularité dans la géométrie de l'anomalie comme l'illustre la figure A-34. On peut voir sur la figure A-33 (c) qu'un système permet d'exercer une pression réglable sur le tube au niveau de son extrémité inférieure. Il est nécessaire de régler au mieux cette pression radiale appliquée sur le tube pour limiter au maximum le second impact de l'outil dû au rebond de la masse. On laisse aussi un petit espace de quelques millimètres entre la partie inférieure du tube et la pièce solide de l'outil en carbure qui permet à l'outil de remonter légèrement après l'impact de la masse et la création du choc. Ce système n'est pas totalement efficace et ne peut empêcher parfois la création d'un petit défaut géométrique comme illustré sur la figure A-34.

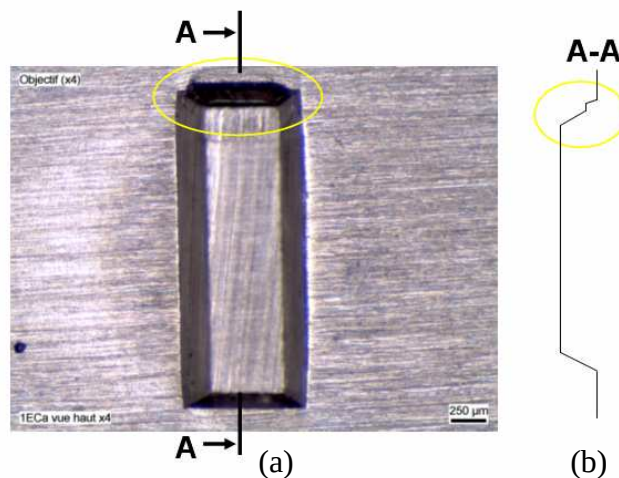


Figure A-34. Irrégularité dans la géométrie d'un choc. Vue de dessus (a). Schématisation en coupe (b).

Un important travail de conception a été réalisé de manière à reproduire un montage équivalent et pouvoir introduire des chocs de manière autonome à l'ENSMA. Celui-ci adopte le même principe de fonctionnement que le montage mis en place à SNECMA. La figure A-35 en présente un plan global. Le plan détaillé des différentes pièces de ce montage est accessible en annexe.

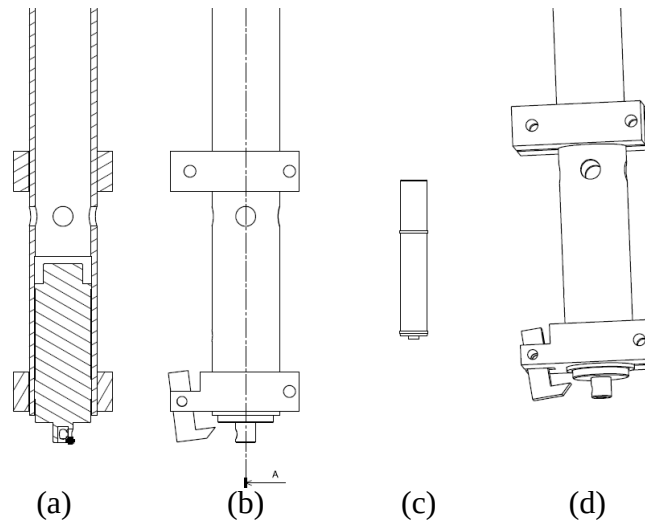


Figure A-35. Plan global du montage choc conçu à l'ENSMA. Vue en coupe (a). Vue de face (b). Masse (c). Vue 3D (d).

La principale modification se situe au niveau de la partie inférieure du tube où on n'utilise pas le même système pour tenter de contrôler le rebond de la masse. Il a été observé que l'impact généré par la chute de la masse entraîne un déplacement de quelques millimètres vers le haut de la pièce solidaire de l'outil en carbure. Le principe, décrit sur la figure A-36, est donc de profiter de ce déplacement pour bloquer cette pièce une fois qu'elle est remontée. Pour cela, nous utilisons un système de ressort qui pousse une pièce qui se retrouve libérée par le déplacement vertical du support de l'outil après le premier choc. Cette pièce vient bloquer l'outil et ainsi l'empêcher de redescendre et d'impacter une seconde fois l'éprouvette suite au rebond de la masse. Ce système n'a pas encore pu être testé pour déterminer son efficacité.

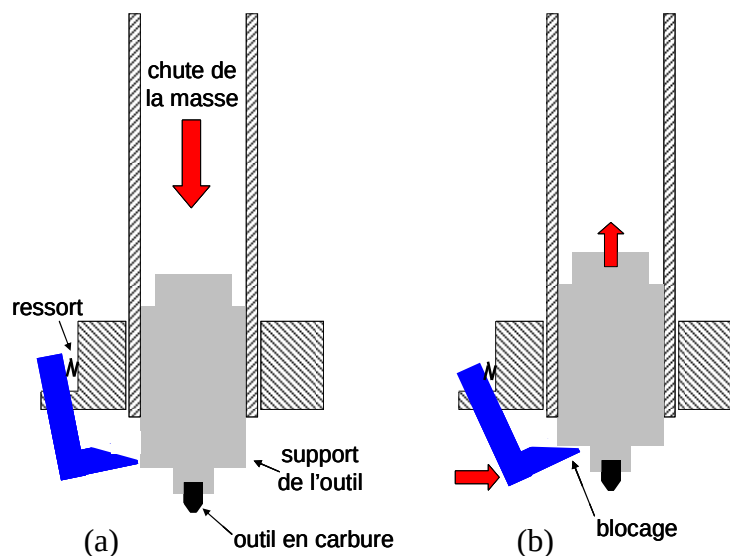


Figure A-36. Principe du blocage de l'outil après l'impact sur le montage conçu à l'ENSMA. Position initiale (a). Déplacements et positions après l'impact (b).

L'introduction d'anomalies de type choc est donc possible à l'ENSMA grâce au développement d'un montage similaire à celui mis en place à SNECMA. L'avantage de ce type de montage est la possibilité d'utiliser un outil en carbure affûté aux dimensions voulues. Il sera donc aisé de modifier la géométrie des chocs si nécessaire : il suffit de changer la morphologie de l'outil. D'autres méthodes existent pour introduire un choc dans une éprouvette. La plus couramment utilisée est certainement la projection par air comprimé. Toutefois cette technique semble plus adaptée pour l'introduction de chocs à des vitesses d'impact beaucoup plus importantes que dans notre cas. La principale critique concerne plutôt le réalisme de cette méthode d'introduction par rapport aux chocs introduits sur pièce réelle. Il a déjà été mentionné qu'il apparaît très peu probable qu'un tournevis tombe de manière parfaitement verticale sur une pièce... Il serait donc intéressant de disposer d'un montage capable par exemple d'introduire des chocs avec un angle d'impact réglable entre 0 et 90°.

A.2.3.4. Anomalie semi elliptique

Les anomalies semi elliptiques sont réalisées à l'aide d'une machine de polissage meulage nommée « fissureuse » et mise au point au sein du laboratoire de l'ENSMA. Le principe consiste à faire tourner un disque de découpe en zircone à une vitesse faible mais constante de manière à polir petit à petit une anomalie de surface semi elliptique. Une pâte à polir diamantée à 6 μm est utilisée pour faciliter le polissage de l'anomalie. Le montage est illustré sur la figure A-37. Cette procédure d'introduction des anomalies est relativement douce et devrait donc permettre de limiter la création de contraintes résiduelles autour de l'entaille.

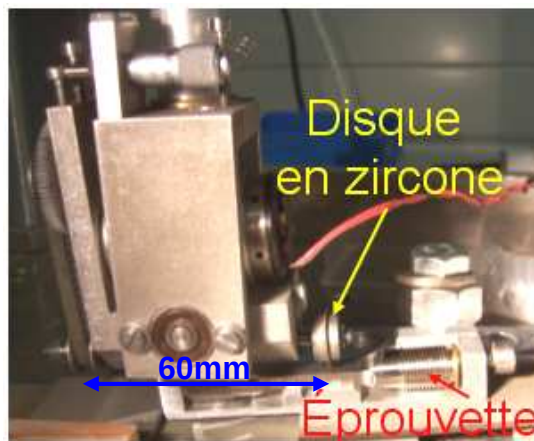


Figure A-37. Réalisation d'anomalies semi elliptiques avec la fissureuse.

Le point de tangence entre le disque et l'éprouvette est déterminé au bruit. En effet, lorsque le disque tourne à vitesse constante, le fait de tangenter l'éprouvette occasionne un changement de bruit significatif pour une oreille entraînée. Ainsi, on peut tangenter l'éprouvette avec une précision de 5 μm . La maîtrise de la vitesse de rotation du disque en zircone est essentielle de manière à ne pas émousser la pointe du disque trop rapidement. La rotation du disque est contrôlée par un moteur électrique alimenté par un générateur de tension. Nous choisissons une tension de 2,8 V correspondant à une vitesse de rotation d'environ 200 tr/min.

Le disque utilisé a un diamètre de 15,15 mm et sa pointe est affûtée suivant un angle de 15°. Pour éviter d'abîmer la pointe du disque, il est indispensable de contrôler la durée et la profondeur de chaque passe. Ainsi, la procédure mise en place augmente la profondeur de passe de 10 μm toutes les 20 minutes. Cette procédure est valable dans le cas de l'Inconel

718DA et doit être étalonnée pour chaque matériau. La profondeur finale à appliquer doit également être étalonnée car de la même manière que pour les rayures, elle ne correspond généralement pas à la profondeur réelle de l'anomalie introduite. On peut noter que le disque en zircon est réaffûté après chaque anomalie. On peut en effet constater sur la figure A-38, qu'après création d'une anomalie, la pointe du disque est complètement émoussée par rapport à celle avant anomalie qui résulte de l'affûtage.

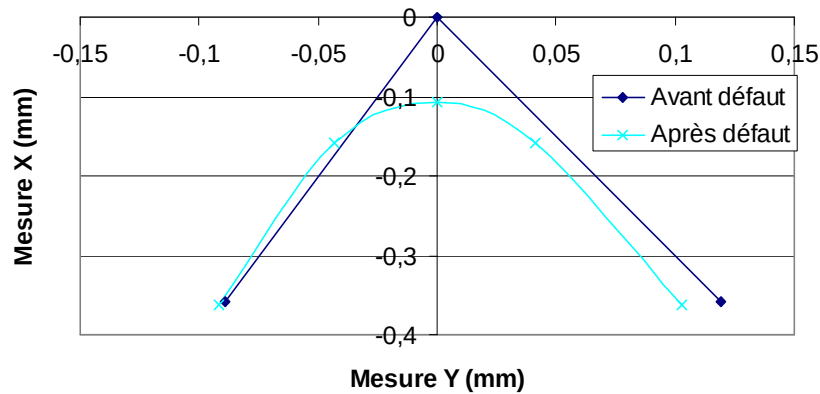


Figure A-38. Comparaison de la forme de la pointe du disque avant et après réalisation d'une anomalie.

A.2.3.5. Anomalie semi circulaire

Une procédure a également été mise en place pour introduire des anomalies de surface semi-circulaires. La méthode classique d'électroérosion est utilisée pour cela. Ce procédé est particulièrement utilisé pour usiner des pièces en matériau très dur ou alors présentant une géométrie complexe. Le principe est d'enlever de la matière par réalisation de décharges électriques entre une électrode et la pièce.

Dans notre cas, un fil de cuivre de diamètre 130 μm est positionné sur une machine EDM (Electro Discharging Machine) pour servir d'électrode. L'arc électrique créé entre ce fil et l'éprouvette permet, avec un réglage d'une profondeur de passe de 160 μm , d'obtenir des anomalies semi circulaires d'une profondeur de 120 μm environ. L'inconvénient de cette technique est la création de contraintes résiduelles thermiques autour de l'anomalie dans une zone affectée thermiquement. La technique d'électroérosion est donc susceptible de modifier le matériau dans cette zone et d'affecter localement ses propriétés en fatigue, notamment dans la part d'amorçage de fissure. Toutefois, l'objectif étant d'obtenir des fissures semi circulaires, une modification des propriétés locales du matériau à proximité de l'anomalie ne paraît pas constituer, ici, un inconvénient majeur.

A.2.4. Caractérisation dimensionnelle

A.2.4.1. Réalisation de répliques

La réalisation d'une réplique en résine élastomère est un moyen qui semble être particulièrement adapté pour vérifier la forme et la profondeur d'une anomalie. De plus, l'obtention par cette méthode d'un négatif d'une anomalie permet d'évaluer un nombre important de ses caractéristiques dimensionnelles : largeur, profondeur, angle et rayon en fond d'entaille. Le dernier paramètre des caractéristiques dimensionnelles d'une anomalie à mesurer, sa longueur, est alors obtenu par visualisation optique de l'anomalie à l'aide d'un microscope binoculaire par exemple.

Le principe est le même que pour la réalisation d'une empreinte dentaire. Le matériau utilisé est le polyvinylsiloxane : un élastomère polymérisant par réaction d'addition. Il suffit de mélanger ce matériau de base avec un catalyseur et de l'appliquer fermement sur l'anomalie pour obtenir sa réplique. Une attention particulière doit être donnée à l'application du mélange sur l'anomalie dans le but d'éviter d'introduire des bulles d'air sous la réplique. Leur présence empêcherait la résine de prendre la forme exacte de l'anomalie et la forme de la bulle serait visible sur la réplique. Il est également nécessaire d'attendre que le mélange sèche parfaitement avant de le retirer de manière à ce que la résine soit complètement prise et que la réplique soit représentative de la géométrie de l'anomalie.

La difficulté dans l'utilisation de cette technique réside dans la préparation de la réplique pour l'observation et la mesure en microscopie optique. En effet, pour pouvoir évaluer les caractéristiques dimensionnelles d'une anomalie, il est nécessaire d'effectuer une coupe de sa réplique. La coupe dans le sens transverse nous permet en microscopie optique de déterminer la profondeur, la largeur, l'angle et le rayon en fond d'entaille d'une anomalie. Cette coupe doit cependant être la plus propre, nette et droite possible pour favoriser l'exactitude des mesures et la facilité de l'observation. Un exemple de coupe d'une réplique de rayure est présenté sur la figure A-39. On peut noter que l'application de cette technique est relativement rapide : 30 minutes environ suffisent pour réaliser la réplique, la couper et la mesurer.

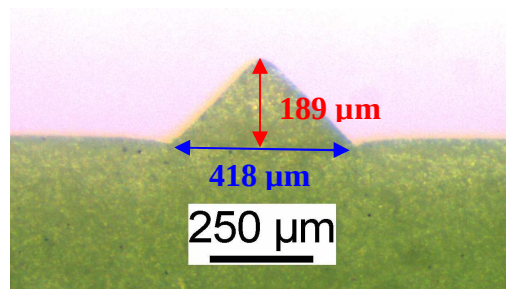


Figure A-39. Coupe transverse d'une réplique de rayure.

A.2.4.2. Interférométrie

L'utilisation d'un microscope interférométrique est très intéressante car elle permet une mesure sans contact avec l'échantillon et avec une sensibilité verticale et une précision inférieure au micromètre. Ce type d'appareil a souvent pour application la mesure de rugosité de surfaces où sa précision atteint le nanomètre. Dans notre cas, il se révèle utile pour obtenir la profondeur de l'anomalie sur toute sa longueur de manière très précise. L'appareil utilisé dans cette étude est un Talysurf CCI 6000.

Le principe de la microscopie confocale interférométrique consiste à utiliser les interférences optiques générées par la différence de marche entre deux chemins optiques. Ainsi, une mesure de profondeur peut être effectuée en comparant un chemin de référence avec un autre chemin utilisé pour la mesure. Lorsque ces deux chemins sont égaux, un pic d'intensité lumineuse est détectable. La position de l'objectif mobile est alors relevée et permet de renseigner la profondeur à l'endroit de la mesure. Ce principe est illustré sur la figure A-40.

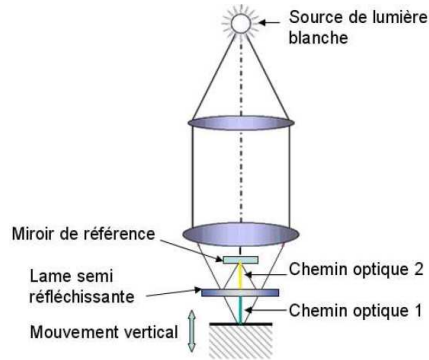


Figure A-40. Principe de la microscopie confocale interférométrique.

Néanmoins, les angles élevés constituent une limite de mesure pour cette technique. Du fait de l'angle d'une rayure ou d'un choc, il apparaît difficile d'obtenir une image complète de la morphologie de l'anomalie. La mesure permet tout de même l'obtention d'un profil moyen, ce qui nous permet d'évaluer la profondeur, l'angle, le rayon en fond d'entaille et la largeur d'une anomalie. La longueur est également accessible par l'intermédiaire d'une reconstruction de plusieurs mesures tout le long de l'anomalie. Les informations obtenues grâce à cette méthode sont par exemple celles de la figure A-41 pour une rayure.

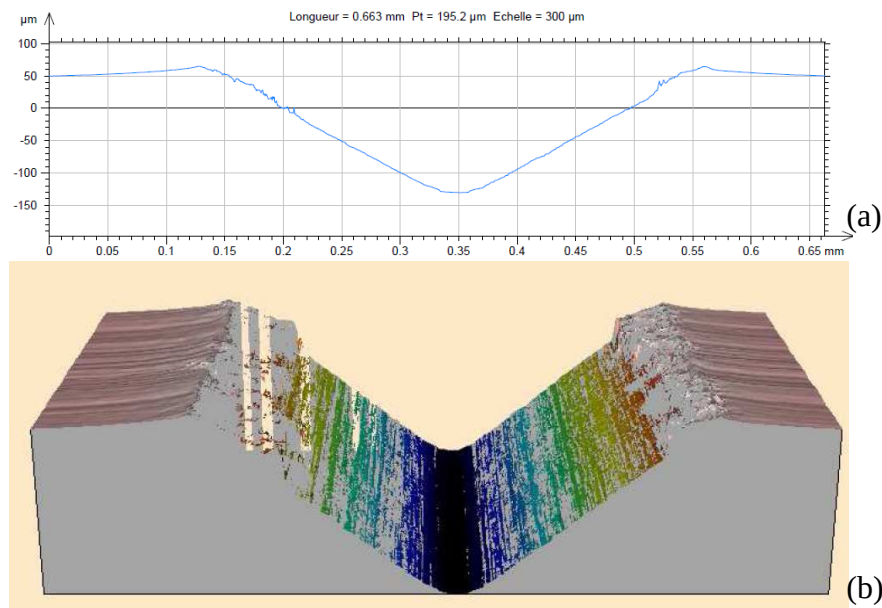


Figure A-41. Mesure d'une rayure par interférométrie. Profil moyen au niveau de la mesure (a). Vue 3D de la mesure (b).

La figure précédente met en relief que de nombreux points ne sont pas mesurés par le microscope optique interférométrique. La zone mesurée fait ici 360 µm de long et 660 µm de large. Pour acquérir une telle zone de mesure, 30 à 45 minutes sont nécessaires. L'acquisition de l'ensemble d'une rayure de 150 µm de profondeur et 1 mm de longueur nécessite 2 à 3h. Cette technique offre donc une très bonne précision mais s'avère particulièrement chronophage.

A.2.4.3. Smartscope

Le smartscope est un système de mesure tridimensionnelle automatique multi capteur qui peut combiner la mesure sans contact optique et vidéo à la mesure par palpage. Dans notre

cas, c'est la mesure optique qui nous intéresse. Elle nous permet d'évaluer la taille et la profondeur d'une anomalie sur une éprouvette. Cette mesure est basée sur une différence de distance focale optique.

Ce moyen de vérification actuellement utilisé à SNECMA apparaît très rapide (15-20 minutes) mais sa précision semble a priori nettement plus grossière que celle obtenue par réalisation de réplique. En effet, la mise au point optique et donc la distance focale déterminée dépendent fortement des réglages de contraste et de luminosité. En outre, le smartscope ne permet pas de vérifier toutes les caractéristiques de la forme d'une anomalie et notamment son angle et son rayon en fond d'entaille. Il apparaît donc comme un moyen d'étalonnage rapide mais qui nécessite l'utilisation d'une seconde méthode de vérification pour une quantification plus précise de la forme de l'anomalie.

A.2.4.4. Microscopie optique

La microscopie optique est utilisée en complément des techniques décrites précédemment. Un microscope binoculaire classique pourra par exemple être utilisé pour obtenir une photo de l'anomalie vue de dessus. La longueur et la largeur des anomalies sont ainsi mesurables. C'est également avec des observations de ce type que l'on mesure les caractéristiques géométriques d'une réplique et donc de l'anomalie associée. La microscopie optique est très rapide et simple d'utilisation. Elle s'avère être un parfait complément de l'élaboration de répliques.

A.2.4.5. Comparaison

Nous avons pu comparer les résultats de mesures de profondeur obtenus avec les méthodes décrites précédemment sur 10 rayures de 150 μm de profondeur visée. Le graphique de la figure A-42 récapitule les résultats obtenus pour la profondeur des anomalies.

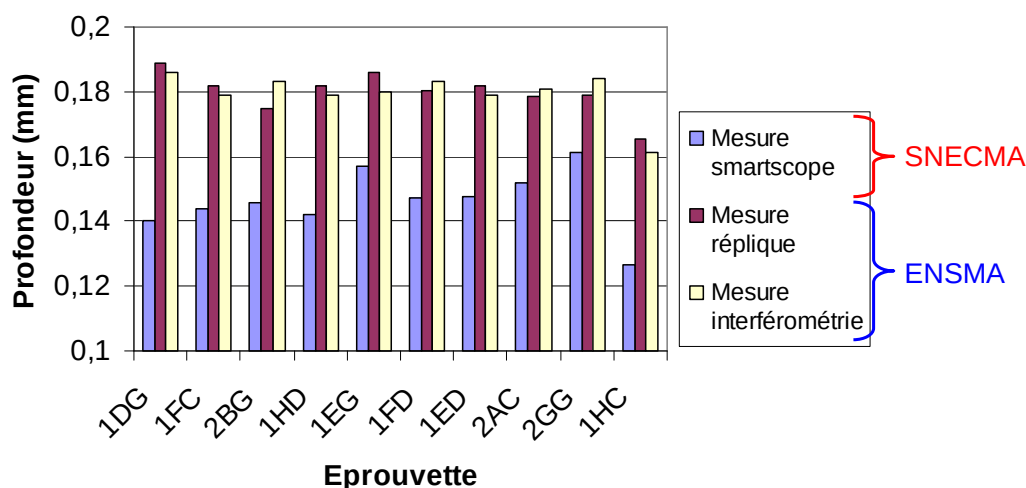


Figure A-42. Comparatif des résultats de mesure de profondeur de rayure.

On peut tout d'abord remarquer un écart important entre, d'une part les profondeurs déterminées au smartscope et d'autre part celles obtenues par les techniques d'interférométrie et de réplique. Les mesures obtenues par ces deux dernières techniques donnent en revanche des résultats très proches. On peut donc raisonnablement penser que les résultats obtenus au smartscope présentent une erreur importante. Dans le cas des anomalies mesurées ici, l'erreur semble toujours conduire à une sous estimation de la profondeur. Cet effet ne peut pas être considéré comme une généralité car les réglages approximatifs de cet appareil de mesure

peuvent aussi engendrer des résultats surestimant la profondeur. L'étalonnage de la profondeur de ces rayures s'est effectué avec cette technique à SNECMA. Cela explique donc pourquoi des rayures d'environ 180 μm de profondeur ont été obtenues alors qu'initialement, une profondeur de 150 μm était visée. Par ailleurs, cette technique ne permet pas d'évaluer la forme de l'anomalie. Bien qu'elle soit la méthode la plus rapide, il semble judicieux d'éviter d'effectuer les mesures de profondeur d'anomalie avec la technique du smartscope. Elle présente de plus l'écart type le plus important à 7 μm . Si elle est choisie, cette méthode doit donc impérativement être vérifiée et complétée à l'aide d'une technique complémentaire.

La réalisation de réplique apparaît comme une méthode fiable dans ses résultats et relativement rapide. Elle permet de s'assurer des dimensions et de l'ensemble des caractéristiques de la forme d'une anomalie mise à part sa longueur qui est déterminée en complément par microscopie optique. De plus, elle présente l'avantage de conserver un négatif de l'anomalie de manière à pouvoir effectuer des mesures complémentaires si nécessaire après les essais. Malgré tout, sa précision exacte reste difficile à estimer, d'autant plus qu'un grand soin doit être apporté à la préparation d'une réplique pour son observation optique. L'écart type des mesures de profondeur par répliques est de 4 μm . L'utilisation du microscope interférométrique semble être la technique la plus précise puisque les valeurs obtenues présentent un écart type de 3 μm . Elle est cependant la plus coûteuse en temps.

La méthode offrant le meilleur rapport entre rapidité d'exécution et précision des résultats est donc la réalisation et l'observation de répliques. Cette méthode sera donc utilisée systématiquement pour la mesure des anomalies introduites dans les éprouvettes. Cela signifie que les mesures de profondeur, largeur, rayon en fond d'entaille et angle de la caractérisation dimensionnelle des anomalies seront effectuées sur une coupe au milieu de l'anomalie. La précision de positionnement de cette coupe est d'environ 250 μm .

A.3. Impact de l'introduction des anomalies

Nous venons de présenter le matériau d'étude et son comportement usuel lorsqu'il est soumis à des sollicitations de fatigue. Les différentes anomalies de surface, dont la nocivité sera analysée dans ce travail, ont également été décrites. Leur introduction est réalisée par des processus "traumatisant" pour le matériau. Il est donc important de vérifier l'impact de la création de ces anomalies de surface sur la microstructure du matériau. Une modification de l'état microstructural initial du matériau, en surface comme en profondeur, pourrait en effet jouer un rôle non négligeable sur l'amorçage et les premiers stades de propagation d'une fissure.

A.3.1. Moyens expérimentaux

Il a été choisi d'étudier l'endommagement sous les anomalies principalement par microscopie électronique à balayage (MEB). Cette technique de microscopie permet d'obtenir une résolution spatiale beaucoup plus importante que la microscopie optique. Elle se base sur le principe d'interactions électrons/matière. Un faisceau d'électrons va être émis en direction de la surface observée, qui, en réponse, va émettre une série de rayonnements qui pourront être analysés grâce à différents détecteurs de manière à construire une image par balayage de la surface.

La détection des électrons secondaires permet de caractériser la topographie de la surface. Ces électrons sont issus des interactions inélastiques entre les électrons primaires du faisceau incident et les atomes de la surface. Lors de ce choc, un électron primaire peut céder

une partie de son énergie à un électron peu lié de la bande de conduction d'un atome de la surface. Cet électron est ainsi éjecté : il s'agit d'un électron secondaire. Ce type d'électron se caractérise par une très faible énergie. Ils sont émis par des couches superficielles proches de la surface et ils permettent d'obtenir des informations sur la topographie avec une excellente résolution spatiale.

Les électrons rétrodiffusés résultent de l'interaction entre les électrons primaires du faisceau et le noyau des atomes de la matière analysée. Il s'agit en fait des électrons primaires qui sont réémis par le noyau d'un atome dans une direction proche de leur direction d'origine et avec une faible perte d'énergie. Du fait de leur énergie importante, ils peuvent être réémis depuis une couche plus profonde dans l'échantillon. Le volume de réémission de ces électrons étant relativement large, la résolution spatiale des images construites à partir de ce rayonnement est nettement plus faible que lors de l'exploitation de électrons secondaires. Les électrons rétrodiffusés sont également particulièrement sensibles au numéro des atomes de la surface. Un atome « lourd » va ainsi réémettre plus d'électrons rétrodiffusés qu'un atome « léger ». Ils permettent donc d'obtenir des contrastes de phases et des renseignements qualitatifs sur la variation de composition d'un échantillon. Ces différents électrons, illustrés sur la figure A-43, seront utilisés pour analyser l'endommagement sous les anomalies.

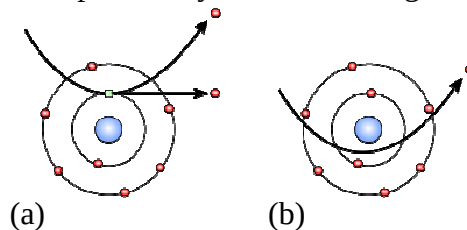


Figure A-43. Electrons secondaires (a) et rétrodiffusés (b)

Les observations seront réalisées sur un MEB Jeol 6400 à canon à électron conventionnel et sur un MEB FEG (Field Emission Gun) Jeol 7000F. Ce dernier est un MEB équipé d'un canon à émission de champ qui présente l'avantage de pouvoir acquérir des images à une résolution spatiale beaucoup plus importante qu'un MEB conventionnel.

Des cartographies d'orientation cristallines ont été réalisées par la technique EBSD (Electron BackScatter Diffraction). Cette technique permet de déterminer l'orientation cristallographique des grains d'un matériau polycristallin et d'identifier les phases présentes. Les électrons rétrodiffusés venant frapper et pénétrer la surface analysée jusqu'à une certaine profondeur, sont diffractés par les plans cristallographiques des différents grains. Un cône de diffraction est associé à chaque plan diffractant. Le sommet de ce cône correspond au point d'impact du faisceau d'électron primaire. L'échantillon est incliné en direction du détecteur d'un angle de 70° par rapport au faisceau incident de manière à obtenir un signal suffisamment intense pour être analysable. L'ensemble des cônes de diffraction est intercepté par un écran de phosphore sur lequel le diagramme de diffraction de type Kikuchi apparaît sous la forme de bandes. L'analyse de ces diagrammes et notamment des angles entre les bandes de Kikuchi permet l'identification de l'orientation cristalline locale qui est convertie en angle d'Euler. Au-delà de l'orientation cristallographique locale, la qualité de diffraction peut être quantifiée et reliée, au moins qualitativement, à l'état cristallin local. Celui-ci peut en effet présenter un degré d'imperfection lorsqu'il est affecté par une densité élevée de défauts type dislocations. Ainsi, l'EBSD peut, dans certains cas, aider à caractériser qualitativement un état d'écrouissage local. Nous tenterons donc d'utiliser cette technique pour caractériser une zone affectée microstructuralement par l'introduction des chocs.

Les observations de l'endommagement sous les anomalies seront effectuées sur une coupe transverse. La préparation des échantillons s'effectue en deux étapes. La première est un polissage mécanique à l'aide de papiers abrasifs en carbure de silicium SiC de granulométrie de plus en plus fine puis de draps vaporisés de particules de diamants de 3 μm puis 1 μm . La seconde étape est un polissage de finition utilisant des suspensions actives en oxydes. Cette étape consiste en un polissage mécano chimique qui doit permettre de supprimer les dernières traces d'écrouissage dû au polissage mécanique de la première étape. L'abrasion mécanique seule produit toujours une certaine déformation, alors qu'un enlèvement de matière exclusivement chimique produit souvent un relief entre les différentes phases. C'est pourquoi la mise en place d'une combinaison des deux approches est censée amener à un état de surface adapté, notamment à la diffraction des électrons pour une mesure EBSD. L'utilisation d'une suspension active aux oxydes permet de générer une réaction chimique à la surface de l'échantillon, formant ainsi une couche de réaction relativement friable. Cette couche est alors enlevée par les particules abrasives très petites dans la suspension. Nous utiliserons une suspension OP-S qui est une suspension à la silice colloïdale avec un pH de 9,8 et une taille de grains d'environ 0,04 μm .

Une alternative à la deuxième étape de finition est un polissage électrolytique qui permet également un retrait de la couche en surface écrouie par le polissage mécanique. Bien que cette technique produise de très bons résultats, elle présente le désavantage d'arrondir l'angle au niveau des arêtes au bord d'un échantillon. Cette technique est donc à proscrire puisque nous souhaitons conserver une surface parfaitement plane jusqu'au bord de l'anomalie pour réaliser des observations dans cette zone.

A.3.2. Rayure

Quelques auteurs se sont déjà préoccupés de caractériser la déformation autour d'une rayure. On peut notamment citer Suominen Fuller et al. [SUO08] qui ont étudié la déformation autour de rayures de 20 et 40 μm de profondeur dans un alliage à base Nickel A600, généralement utilisé dans les centrales nucléaires et soumis à de la corrosion sous contraintes. Les mesures par rayons X au synchrotron indiquent l'existence d'une forte déformation plastique jusqu'à une distance de 20 à 30 μm autour de la rayure avec la présence de structures de dislocations. La procédure d'introduction des rayures de cette étude semble proche de celle utilisée ici puisque l'auteur précise qu'il s'agit d'une seule passe d'un outil conique ou sphérique dans le matériau. On s'attend donc à observer une déformation plastique importante autour des anomalies de type rayure de notre étude.

Khan et al. [KHA09] comparent la nanoindentation et la méthode de diffraction des rayons X pour caractériser l'endommagement sous des rayures introduites avec deux outils différents. Il apparaît sur les figures A-44 (a) et (b) qu'un outil émoussé conduit à un profil de rayure non régulier et avec un sillage dans le matériau très grossier. Dans ce cas, le mécanisme de création d'une rayure est plutôt associé à un repoussement de matière alors qu'avec un outil affûté, il semble que la rayure soit introduite par un mécanisme de coupe. En effet, dans ce cas, le profil et le sillage de la rayure sont nets (cf. figures A-44 (c) et (d)). Le traitement des courbes charge-déplacement de la nanoindentation permet à l'auteur [KHA11] de remonter aux contraintes résiduelles. Pour cela, une méthode a été développée afin de séparer les effets d'écrouissage et de contrainte résiduelle que l'on capte avec la technique de nanoindentation. Les résultats de cette méthode pour l'évaluation du champ de contraintes résiduelles sont comparés avec l'analyse du pic de diffraction des rayons X. Il est souligné que, du fait de la faible amplitude des contraintes résiduelles et de la petite taille de la zone affectée, l'utilisation des rayons X n'est pas parfaitement adaptée pour discrétiser précisément

les différentes zones du champ de contraintes résiduelles. Comme le présente la figure A-45, l'auteur montre quand même l'existence d'une bonne corrélation entre ces deux méthodes. Dans leur étude, les auteurs caractérisent des contraintes résiduelles de traction en fond d'anomalie suivie d'une zone en compression. Les contraintes évaluées sont assez faibles avec un maximum de 200 MPa. Khan et al. constatent aussi que l'utilisation de l'outil émoussé génère des contraintes résiduelles plus importantes que l'outil affûté. Le mode d'introduction de la rayure apparaît donc important sur le champ de contrainte résiduelle créé.

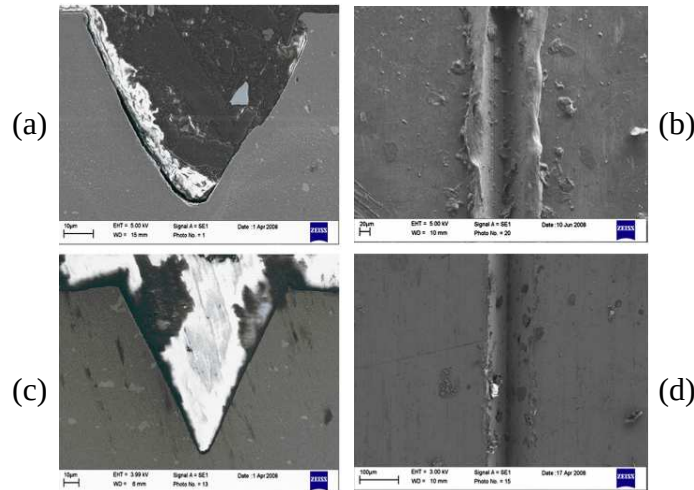


Figure A-44. Profil de rayure obtenu (a) et chemin (b) obtenu avec un outil émoussé. Profil de rayure (c) et chemin (d) obtenu avec un outil affûté [KHA09].

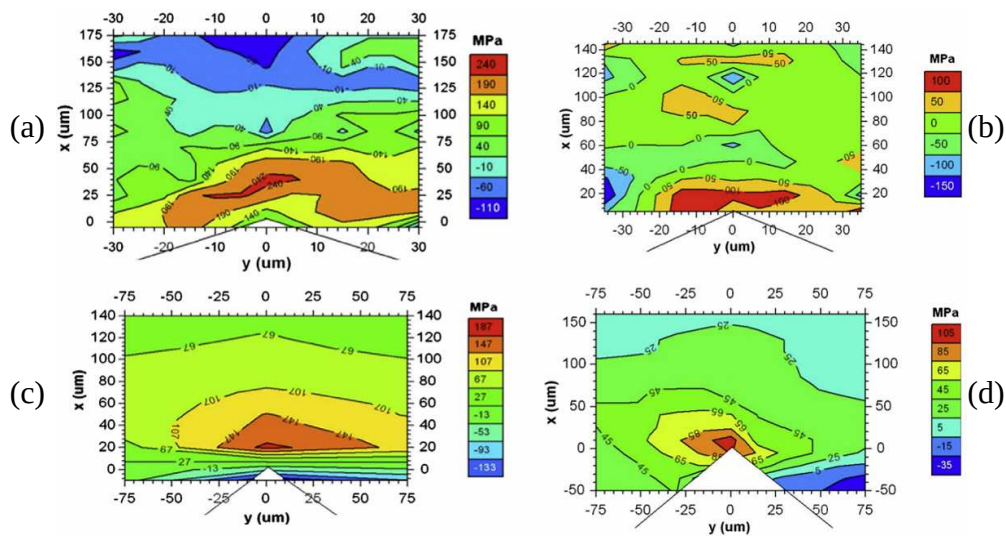


Figure A-45. Caractérisation du champ de contraintes résiduelles sous une rayure introduite par un outil émoussé par rayons X (a) et nanoindentation (c). Caractérisation du champ de contraintes résiduelles sous une rayure introduite par un outil affûté par rayons X (b) et nanoindentation (d) [KHA11].

Ces résultats ne corroborent pas ceux obtenus par Zhao et al. [ZHA09] qui, comme il a été présenté dans le chapitre précédent, déterminent par nanodureté une zone durcie sous les rayures qui serait caractéristique de la présence de contraintes résiduelles de compression. Ces résultats sont toutefois difficilement comparables car les auteurs ne détaillent pas avec précision les procédures d'introduction de leurs rayures. Il serait nécessaire d'en savoir plus sur ce point pour pouvoir discuter de manière fiable de l'influence de la méthode

d'introduction des rayures sur le champ de contraintes résiduelles. Il semble tout de même que celui-ci soit fortement dépendant de ce processus.

Dans notre étude, il semble difficile de déterminer si le processus d'introduction des rayures s'apparente plutôt à un repoussement de matière ou à un mécanisme de coupe. L'outil utilisé est affûté et conduit à un profil de rayure globalement net et symétrique malgré l'existence possible de petites irrégularités comme en témoigne la figure A-46. Le sillage laissé par la rayure apparaît relativement propre. Il est tout de même légèrement rugueux et des bourrelets dus au repoussement de matière sont visibles sur les côtés et aux extrémités de la rayure. Ces éléments laissent donc penser à un mécanisme de repoussement de matière. Néanmoins, des copeaux sont présents à l'extrémité de la rayure après le trajet aller de l'outil dans la matière. Cela indique plutôt un mécanisme de coupe. La procédure d'introduction de ce type d'anomalie pourrait donc être une combinaison de ces deux mécanismes. Il semble particulièrement complexe de différencier leur influence respective. Une perspective de ce travail pourrait ainsi consister à évaluer précisément l'impact de ces deux mécanismes.

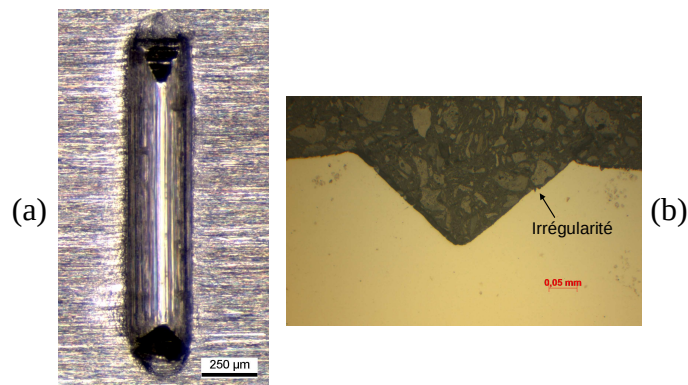


Figure A-46. Chemin légèrement perturbé (a) et profil régulier (b) d'une rayure

Une coupe d'une rayure de 150 µm après essai de fatigue a été réalisée pour caractériser l'état microstructural sous ce type d'anomalie. Elle a été polie mécaniquement puis électrolytiquement de manière à révéler la microstructure du matériau sous l'anomalie. La figure A-47 présente une observation de la microstructure au bord de la rayure.

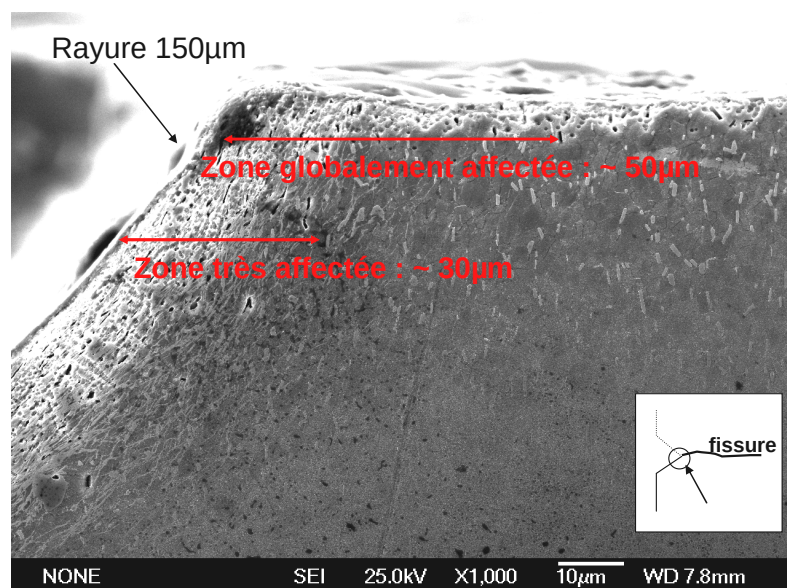


Figure A-47. Observation au MEB de l'état microstructural sous une anomalie de type rayure.

On peut observer sur cette figure une déformation très importante de la microstructure sous l'anomalie. En effet, les grains et les particules de phase δ ont subi une rotation et un écrasement important jusqu'à une profondeur d'environ 30 μm sous la rayure. Cette estimation de zone affectée est qualitative et subjective et se base uniquement sur les observations au MEB de la microstructure sous la rayure. La zone totale affectée par l'introduction de la rayure semble être d'environ 50 μm . En effet, jusqu'à cette profondeur, une légère rotation des grains et de la phase δ est toujours visible. On peut noter que l'état de la microstructure dans les premiers micromètres au bord de l'anomalie n'est pas observable sur la photo de la figure A-47. Le polissage électrolytique a en effet conduit à cet état au bord de l'anomalie qui peut être expliqué par un effet de pile. C'est pourquoi une autre préparation a été réalisée dans le but de pouvoir observer l'état microstructural au bord d'une rayure. Une attaque à l'eau régale a été utilisée pour cela. Cette solution est un mélange d'acide chlorhydrique HCl et d'acide nitrique HNO₃ (2/3 HCl + 1/3 HNO₃ en pourcentage volumique) et permet de révéler des différences d'écrouissage par l'observation de différences de réaction à l'attaque chimique. La micrographie obtenue est présentée sur la figure A-48.

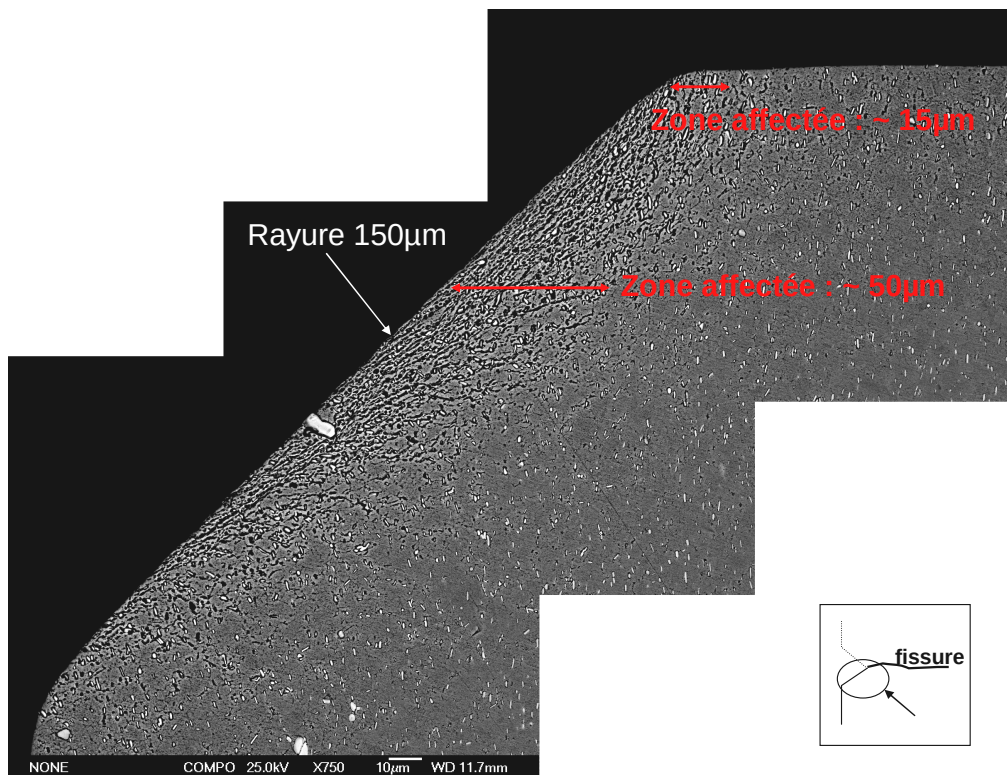


Figure A-48. Etat de la microstructure sous une rayure après attaque à l'eau régale.

L'observation de l'état de la microstructure dans les premiers micromètres au bord de l'anomalie n'a pas été possible après l'attaque chimique. L'eau régale a en effet réagi vivement avec le matériau dans la zone écrouie et l'état obtenu n'est pas caractéristique de l'état microstructural après l'introduction de la rayure. Il sera donc nécessaire, dans les prochains travaux, de réaliser de nouvelles préparations permettant d'observer l'état initial de la microstructure au bord d'une rayure. La micrographie présentée sur la figure A-48 confirme néanmoins les conclusions concernant la présence d'une déformation importante de la microstructure sous ce type d'anomalie. On constate également, que la profondeur de la zone écrouie apparaît moins importante au fond que sur les côtés de l'arête de la rayure. En effet, comme le présente la figure A-48, la zone affectée par l'attaque chimique est d'environ 15 μm au fond de la rayure alors qu'elle présente une épaisseur maximale d'environ 50 μm

sur les côtés de l'arête de l'anomalie. L'attaque chimique se concentrant sur les zones écrouies, ces zones affectées correspondent donc au domaine où un écrouissage est présent sous l'anomalie. La déformation de la microstructure, générée par l'introduction d'une rayure, pourrait donc être plus importante sur les côtés plutôt qu'au fond de ce type d'anomalie. L'étude de ce phénomène, qui pourrait être dû à la procédure d'introduction, devra être approfondi en perspective de ce travail. Il paraît aussi particulièrement important d'évaluer l'état microstructural avant la réalisation de l'essai de fatigue. En effet, la fissuration a pu conduire à une relaxation de l'écrouissage et notamment en fond d'anomalie. L'état microstructural observé ici n'est donc peut être pas représentatif de l'impact de l'introduction d'une rayure. Une autre perspective consiste à répéter ces observations sur plusieurs rayures de manière à vérifier la reproductibilité de l'écrouissage de la microstructure. Le développement d'une technique fiable et certifiée permettant la quantification précise du domaine impacté par l'introduction d'une anomalie de type rayure apparaît également essentiel.

A.3.3 Choc

Les chocs sont aussi un type d'anomalie qui génère un endommagement important de la microstructure. Cela a été montré par Frankel et al. [FRA12], qui étudient l'impact d'un objet étranger à une vitesse de 200 à 350 m.s⁻¹ sur une pièce en alliage de titane Ti-6Al-4V. Ils observent ainsi la présence de microfissures, de bandes de cisaillement et de replis de matière qui peuvent être nocifs sous sollicitations de fatigue. Des détails de leurs observations sont visibles sur la figure A-49.

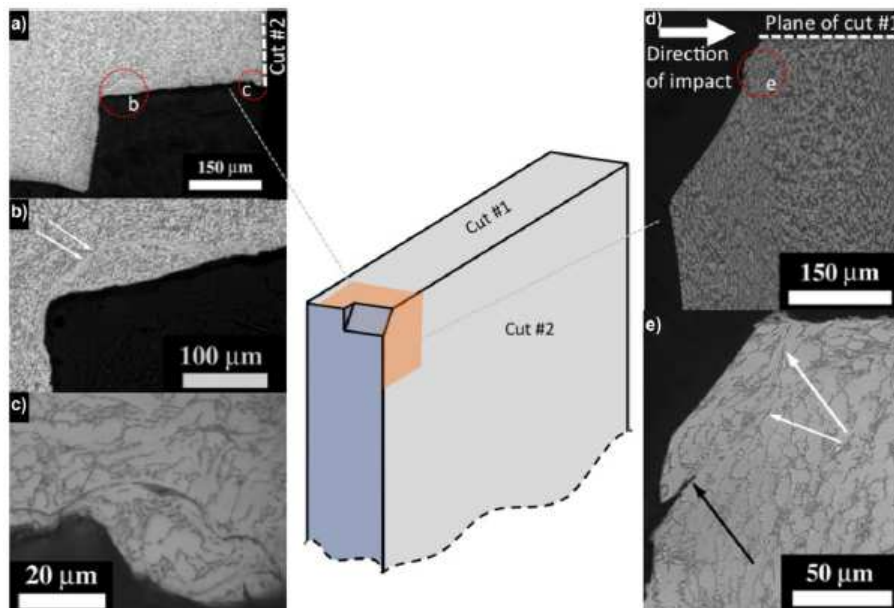


Figure A-49. Exemple d'endommagement microstructural significatif sous un choc [FRA12].
Microstructure au fond du choc suivant le plan 1 (a). Bandes de cisaillement (b). Repli de matière (c).
Microstructure suivant le plan 2 (d). Bandes de cisaillement et microfissures (e).

Les chocs réalisés dans notre étude ont des vitesses d'impact beaucoup moins importantes que ceux introduits par Frankel et al. Cependant, on peut penser qu'ils créent également une déformation non négligeable de la microstructure sous le choc. De la même manière que pour les anomalies de type rayure, il paraît nécessaire de caractériser l'état microstructural initial sous un choc dans le but d'évaluer sa nocivité en fatigue. On peut tout d'abord signaler que la méthode d'introduction des chocs ne semble pas créer de fissures

visibles en surface ou au fond de l'anomalie, comme le signale la figure A-50. Les profils des chocs apparaissent propres, nets et réguliers. Cela laisse penser à une coupe du matériau sur les côtés du choc lors de l'impact. Des bourrelets sont néanmoins présents en surface, sur les côtés des chocs. Ils sont le signe d'une déformation importante du matériau et d'un repoussement de matière. Le mécanisme d'introduction d'un choc pourrait donc être une combinaison d'un effet de coupe et de repoussement de matière.

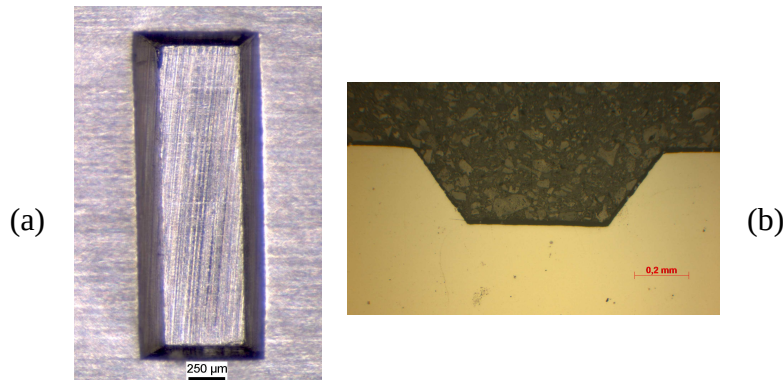


Figure A-50. Vue de dessus (a) et profil (b) d'un choc

L'impact de l'introduction d'un choc sur la microstructure a été caractérisé par des observations MEB sur des coupes de chocs de 200µm. La figure A-51 montre la présence d'une White Etching Layer (WEL) au bord d'un choc non testé en fatigue. Cette « couche blanche » a été révélée par une attaque à l'eau régale.

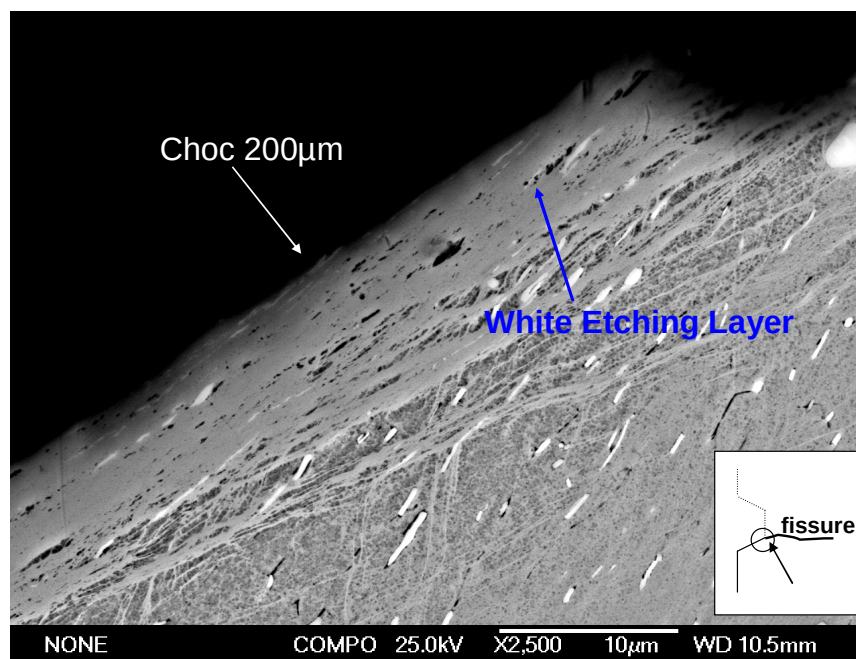


Figure A-51. Observation d'une WEL au fond d'une anomalie de type choc.

La WEL est connue dans la littérature pour être une couche particulièrement nocive en fatigue. C'est pourquoi elle a suscité de nombreuses études. Sa formation est généralement étudiée lors de la caractérisation de l'intégrité de surface en fonction des conditions d'usinage. Wusatowska-Sarnek et al. [WUS11] ont notamment caractérisé cette couche dans le superalliage à base Nickel Inconel 100 après des usinages par fraisage. La figure A-52

présente un exemple de WEL observée dans son étude. Grâce à une analyse au microscope électronique à transmission (MET), les auteurs révèlent que cette couche possède une microstructure nanocristalline. Ils caractérisent aussi les propriétés mécaniques de la WEL par nanodureté et identifient ainsi une augmentation de 45 à 65% de la nanodureté et une diminution de 15% du module d'Young dans cette couche. Wusatowska-Sarnek et al. observent également une nette diminution de la durée de vie en fatigue d'éprouvettes en présence de WEL et sous sollicitation LCF. Cette diminution est attribuée à la présence de la WEL car l'amorçage est toujours situé sur cette couche et de multiples fissures secondaires y sont observées. La nocivité de la WEL est expliquée par une perte de ductilité en comparaison avec le matériau sain.

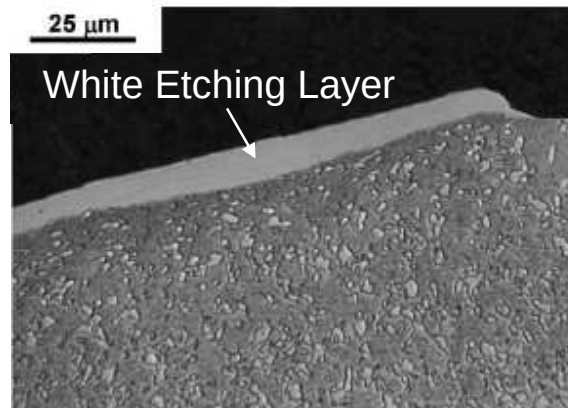


Figure A-52. WEL formée par opération de fraisage dans de l'Inconel 100 [WUS11].

La présence de WEL a été caractérisée dans des conditions d'usinage et des matériaux variés. On recense notamment Bushlya et al. [BUS11], qui étudient la formation de WEL dans l'Inconel 718 lors d'usinage par tournage, Herbert et al. [HER11] qui indiquent sa présence après des opérations de perçage dans le superalliage à base Nickel RR1000 ou encore Österle et al. [OST97] qui observent cette couche dans de l'Inconel 738C meulé. Ramesh et al. [RAM05] caractérisent également la formation de WEL dans l'acier trempé AISI 52100 lors d'opérations de tournage et après usinage par électroérosion. Tous ces auteurs observent par MET une microstructure nanocristalline dans la WEL et évaluent une augmentation de la dureté dans cette couche. Ils cherchent aussi à déterminer le mécanisme responsable de sa formation. Griffiths et al. [GRI87] ont été les premiers à recenser trois mécanismes possibles de création d'une WEL. Ils démontrent qu'une grande diversité de WEL existe alors qu'elles paraissent similaires. Ils expliquent que le terme White Etching Layer est assez générique et désigne une couche qui peut se former sous des conditions très diverses avec en points communs une forte dureté et une résistance aux attaques chimiques après lesquelles cette couche se révèle blanche lors d'observations microscopiques. Les trois mécanismes qu'il recense pour expliquer la formation des WEL sont les suivants :

- chauffage rapide et trempe ;
- réaction de la surface avec l'environnement ;
- déformation plastique sévère.

Le mécanisme de réaction de la surface avec l'environnement peut souvent être éliminé rapidement lorsqu'il est évident que les conditions ne se prêtent pas à une telle réaction. En revanche, les deux autres mécanismes de formation de WEL apparaissent cohérents lors d'opérations d'usinage et il est difficile de déterminer lequel intervient en fonction des conditions d'usinage. Griffiths et al. soulignent néanmoins que le mécanisme de chauffage rapide suivi d'une trempe engendre généralement des transformations de phases.

Les auteurs utilisent alors souvent la microscopie électronique à transmission pour caractériser cet effet. Ainsi, Wusatowska-Sarnek et al. [WUS11] identifient la WEL observée comme une couche monophasée constituée de la solution solide γ sans trace de précipité γ' . Les auteurs expliquent alors que les conditions de fraisage engendrent une température élevée en surface du matériau supérieure au solvus de la phase γ' et que le refroidissement rapide empêche la précipitation de cette phase. Dans cette étude, le mécanisme de formation de la WEL semble donc être le chauffage rapide suivi d'une trempe. C'est également le cas dans l'étude d'Österle et al. [OST97] qui observent la dissolution de la phase γ' de l'Inconel 738C dans la WEL. Bushlya et al. [BUS11] ne caractérisent en revanche aucune transformation de phase dans la WEL formée lors du tournage de l'Inconel 718. Les auteurs attribuent donc la formation de cette couche à un mécanisme de déformation plastique sévère. Österle et al. notent également une autre différence entre le mécanisme de formation de WEL par chauffage rapide et trempe et par déformation plastique sévère. Ils indiquent en effet, qu'une distinction nette existe entre la WEL et la zone déformée du matériau sain dans le cas du mécanisme de chauffage rapide et trempe alors que ce n'est pas le cas pour le mécanisme de déformation plastique sévère.

Dans notre étude, nous n'avons pas cherché à caractériser le mécanisme responsable de la formation de la WEL. Cependant, à la lumière des travaux de la littérature, on pourrait penser que le mécanisme de déformation plastique sévère intervient dans notre cas. En effet, la procédure d'introduction des chocs produit certainement un échauffement important du matériau en surface mais celui-ci n'est peut être pas suffisant pour générer une transformation de phase. De plus, on peut raisonnablement penser que la procédure d'introduction induit naturellement une déformation plastique sévère lors de l'impact de l'outil dans le matériau. Nous pouvons également observer sur la figure A-51 que la transition entre la WEL et la zone déformée du matériau sain ne semble pas nette. Ces raisons semblent indiquer que le mécanisme de déformation plastique sévère est responsable de la création de la WEL sous les chocs de notre étude. Cependant aucune observation au microscope électronique à transmission n'a été réalisée pour étayer cette hypothèse.

La White Etching Layer est donc une couche qui semble particulièrement nocive en fatigue. Par conséquent, dans l'objectif de préserver l'intégrité d'une surface, il est nécessaire d'éviter de générer une telle couche. Kwong et al. [KWO09] exposent ainsi la nécessité de contrôler l'influence des paramètres d'usinage d'une pièce. Il indique que dans le cas du perçage des superalliages à base Nickel, un usinage de finition à faible vitesse de coupe et avec refroidissement par lubrification permet de retirer l'épaisseur du matériau où une WEL s'était formée lors de l'usinage d'ébauche et ne crée pas de nouvel endommagement en surface du matériau. Ranganath et al. [RAN09] proposent, quant à eux, une modélisation de l'usinage pour prédire l'apparition de WEL. Il développe ainsi une simulation par éléments finis pour modéliser la formation de copeaux lors de l'usinage et effectue une analyse paramétrique pour déterminer le paramètre contribuant à engendrer la déformation plastique la plus importante. L'auteur espère ainsi associer la valeur de la déformation plastique à la formation de WEL.

Les observations réalisées dans notre étude caractérisent également l'importante nocivité de cette couche. La figure A-53 présente ainsi une vue globale de la microstructure sous une anomalie de type choc après un essai de fatigue. Cet échantillon n'ayant pas subi d'attaque à l'eau régale, la WEL n'apparaît pas en « couche blanche ». Elle est cependant toujours visible au bord du choc et l'existence d'une fissure la traversant illustre son degré de fragilité. Il est cependant impossible de déterminer si cette fissure est apparue à la suite de l'introduction du choc ou lors de l'essai de fatigue.

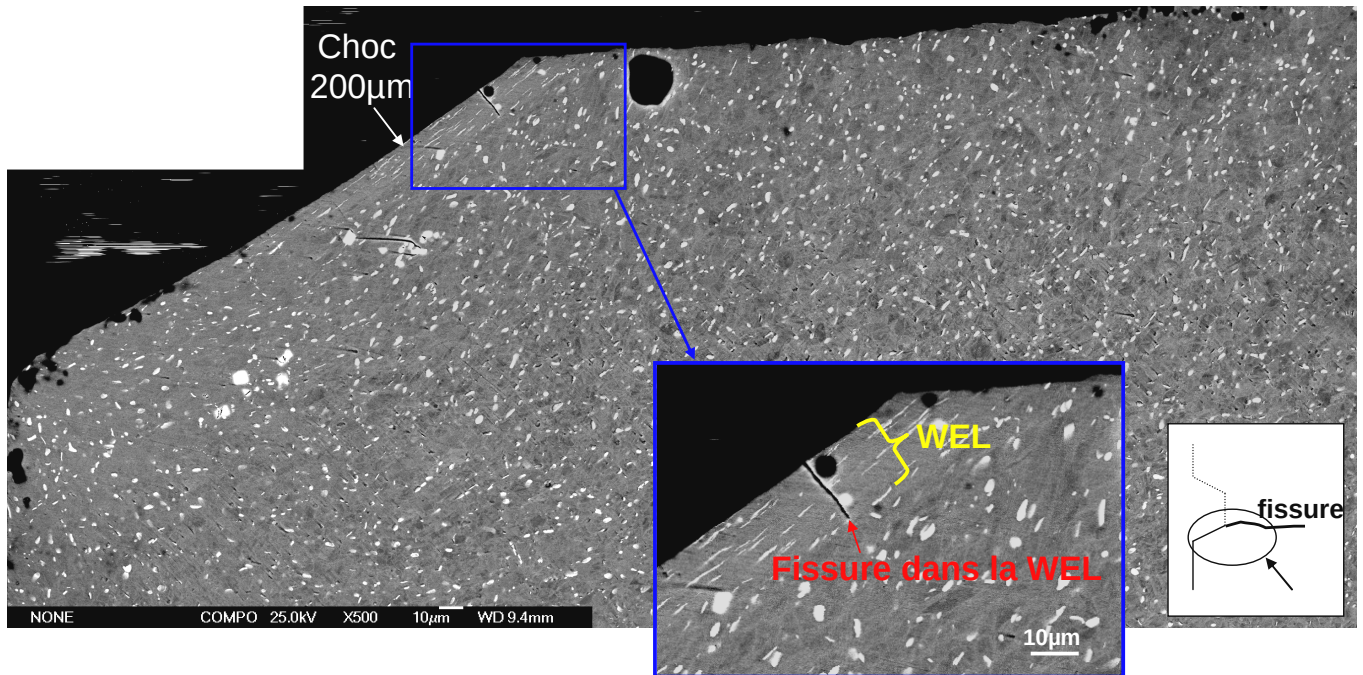


Figure A-53. Etat microstructural sous un choc de 200 μm après essai de fatigue.

Cette figure nous permet également de caractériser la morphologie de la WEL. Son épaisseur est de 20 μm au fond du choc et diminue au fur et à mesure que l'on se rapproche de la surface de l'éprouvette. Au niveau de la surface, la WEL n'est d'ailleurs plus présente. La photo de la figure A-53 permet aussi d'observer une déformation importante de la microstructure sous la WEL. De la même manière que dans le cas des anomalies de type rayure, on constate une rotation et un écrasement important des grains sous la WEL. On trouve aussi une déformation importante des particules de phase δ qui peuvent être fragmentées comme l'illustre la figure A-54.

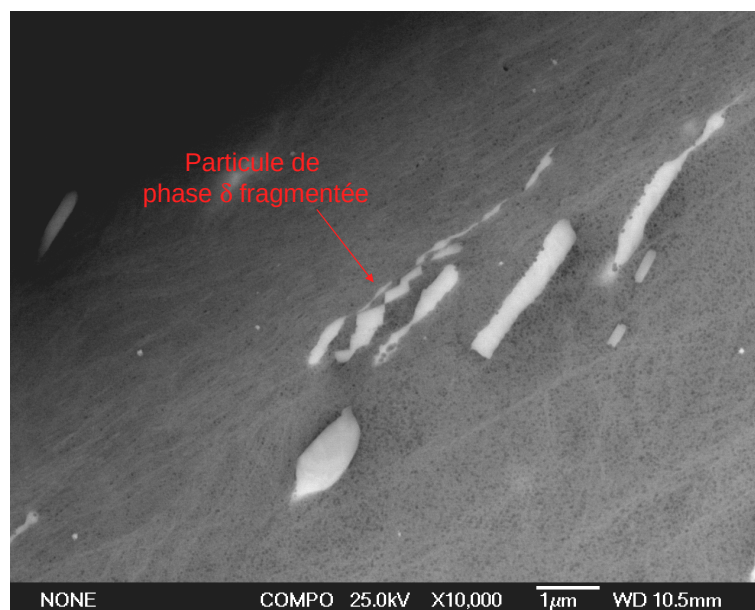


Figure A-54. Observation de particules fragmentées de phase δ sous une anomalie de type choc.

Dans le cas des anomalies de type choc et rayure, les observations microstructurales réalisées sous les anomalies révèlent l'existence d'importantes déformations de la microstructure. Ces déformations affectent l'intégrité du matériau sous l'anomalie. Elles peuvent donc s'avérer nocives pour la durée de vie en fatigue des rayures et des chocs. L'étude du comportement en fatigue de ces anomalies devrait permettre d'évaluer leur influence. Il paraît toutefois important d'être en mesure de caractériser précisément la profondeur impactée au niveau microstructural par l'introduction des anomalies de surface. C'est pourquoi une méthode se basant sur une analyse EBSD a été spécifiquement développée pour évaluer la zone affectée par la création d'un choc.

Il a été montré dans la littérature que les mesures EBSD permettent de quantifier la déformation plastique d'un matériau. Kamaya et al. [KAM06] montrent notamment, dans des aciers et des alliages à base Nickel, qu'il est possible de corréler la déformation plastique à la déviation de l'orientation cristallographique. Grâce aux cartographies d'orientation cristallographique, Kamaya et al. déterminent en effet la désorientation des points de mesure dans chaque grain par rapport à l'orientation moyenne du grain. En définissant un paramètre correspondant à la moyenne de la distribution Log normale de la déviation cristallographique des grains sur la zone mesurée, il montre que ce paramètre présente une bonne corrélation avec la déformation plastique introduite lors d'essais de traction. Par ailleurs, les auteurs démontrent que ce paramètre n'apparaît pas influencé par les conditions de mesures expérimentales. Ils testent ainsi plusieurs systèmes EBSD et analyse l'influence du nombre de points de mesure, la taille du pas et des conditions du faisceau d'électrons. Dans leur étude, Yoda et al. [YOD10] utilisent une méthodologie similaire pour déterminer la déformation plastique dans un acier inoxydable austénitique. Dans cette étude, une corrélation simple est également trouvée entre la moyenne de la déviation d'orientation cristallographique sur la zone mesurée par EBSD et la déformation plastique. Ces auteurs précisent qu'il est préférable d'utiliser ce paramètre plutôt que l'indice de qualité de diffraction pour évaluer quantitativement la déformation plastique car sa sensibilité à la plasticité est plus importante.

Dans notre étude, la déformation n'est pas uniforme sur la zone de mesure. Un gradient de déformation existe en effet sous un choc et le but est de déterminer une profondeur de zone affectée. Des travaux de la littérature ont démontré que ce type d'analyse est possible en utilisant la technique EBSD. Child et al. [CHI11] développent en effet à l'aide de cette technique un outil permettant d'évaluer la profondeur de la zone écrouie suite à un traitement de surface de grenaillage dans le superalliage à base Nickel Udimet 720Li. Le principe est d'effectuer une analyse statistique de la déviation cristallographique des grains en fonction de leur position par rapport à la surface. En comparant avec une valeur référence de ce paramètre, les auteurs obtiennent en résultat une valeur quantitative de la profondeur affectée. Cette technique est également utilisée par Foss et al. [FOS13] pour déterminer l'impact du grenaillage sur la microstructure dans le superalliage à base Nickel RR1000. Il est important de noter qu'en comparant les résultats obtenus avec la mesure de contraintes résiduelles par rayons X, Child et al. montrent que les contraintes résiduelles affectent une zone deux fois plus importante que la profondeur déterminée où un écrouissage dû au grenaillage est présent. Il semble donc que la réponse plastique (c'est-à-dire l'écrouissage du matériau) et la réponse élastique (c'est-à-dire la création de contraintes résiduelles) n'impactent pas le même domaine. La mesure par EBSD de la profondeur affectée par l'introduction du choc représentera donc la zone dans laquelle la microstructure s'est écrouie due à la création de l'anomalie. Cette zone ne sera donc pas représentative des contraintes résiduelles sous un choc.

La quantification par EBSD de la zone affectée par l'introduction d'une anomalie de type choc a été réalisée dans notre étude sur le choc de 200 μm après essai de fatigue présenté sur la figure A-53. L'acquisition de la cartographie d'orientation cristallographique n'a pas été réalisée sur tout le bord du choc car à la suite de la préparation de l'échantillon, la partie la plus proche du fond du choc et la partie proche de la surface se sont révélées arrondies au niveau de l'arête de l'anomalie, comme l'illustre la figure A-55. Trois acquisitions ont donc été réalisées aux positions où le bord du choc n'est peu ou pas arrondi. Comme le présente la figure A-55, ces acquisitions possèdent des zones de recouvrement de manière à ce qu'elles puissent former une seule cartographie d'orientation cristallographique sur la surface totale couverte par les trois zones d'acquisition.

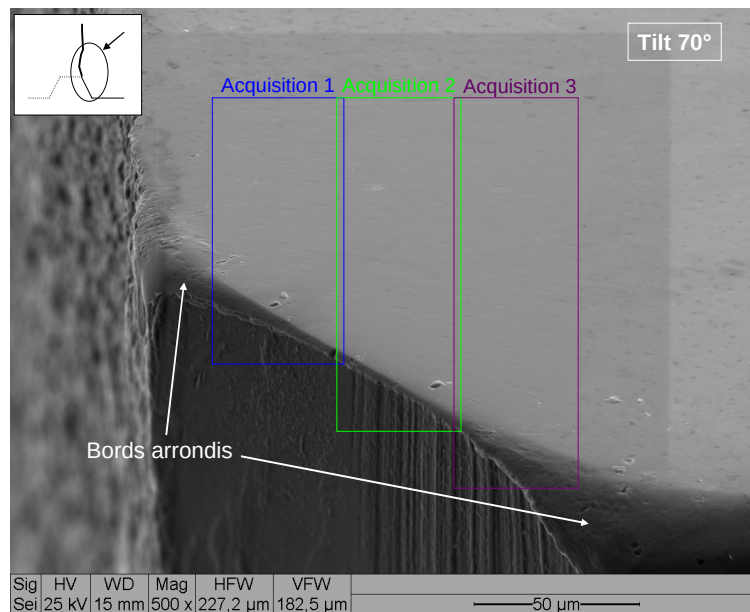


Figure A-55. Image MEB des zones d'acquisition EBSD sur une anomalie de type choc après essai de fatigue.

La figure A-56 présente les résultats des acquisitions. La figure A-56 (a) montre les joints de grains qui sont tracés pour des écarts d'orientation cristallographique supérieurs à 10° . La cartographie d'orientation cristallographique dans le sens TD est présentée sur la figure A-56 (b) et l'indice de qualité de diffraction est tracé sur la figure A-56 (c). On remarque tout d'abord que la zone correspondant à la WEL ne diffracte pas. On peut penser que la déformation dans cette couche est telle qu'il n'est pas possible d'obtenir une diffraction des électrons rétrodiffusés. Une autre explication pourrait être que la WEL est amorphe mais les études de la littérature caractérisent plutôt une structure nanocristalline dans cette couche. La cartographie des joints de grains permet ensuite de caractériser l'influence de l'introduction du choc sur la microstructure dont les grains ont subi une rotation et un écrasement important au bord de l'anomalie. La cartographie d'orientation cristallographique illustre également ce point et souligne la présence de déformation plastique de la microstructure. En effet, comme l'illustre la figure A-57, l'orientation cristallographique dans les grains n'apparaît pas parfaitement uniforme ce qui est un signe de la présence de déformation plastique. C'est d'ailleurs à partir du paramètre de déviation d'orientation cristallographique dans les grains que se basent les auteurs cités précédemment pour évaluer la déformation plastique. Il est toutefois important de noter que des gradients d'orientation existent aussi dans la zone cartographiée la plus loin de l'anomalie. En l'état, il n'est pas possible de certifier que cette zone correspond bien à une zone de la microstructure non affectée par l'introduction du choc. Pour cela, il faudrait comparer les gradients d'orientation

obtenus dans cette zone avec ceux correspondant à une zone à cœur du matériau, préparée et observée dans les mêmes conditions. En effet, dans une zone non affectée par l'introduction d'une anomalie, les gradients d'écrouissage peuvent être dus soit à la préparation de l'échantillon, soit à l'écrouissage résultant des opérations de forgeage. Dans notre cas, la détermination d'un domaine microstructural impacté par l'introduction d'un choc est donc soumise à l'hypothèse que la zone cartographiée contient un domaine où la microstructure est saine. Pour vérifier cette hypothèse, il serait nécessaire d'une part de comparer les désorientations cristallographiques obtenues avec celles d'une zone à cœur du matériau, et d'autre part de s'assurer que la préparation de l'échantillon n'introduit pas d'écrouissage supplémentaire.

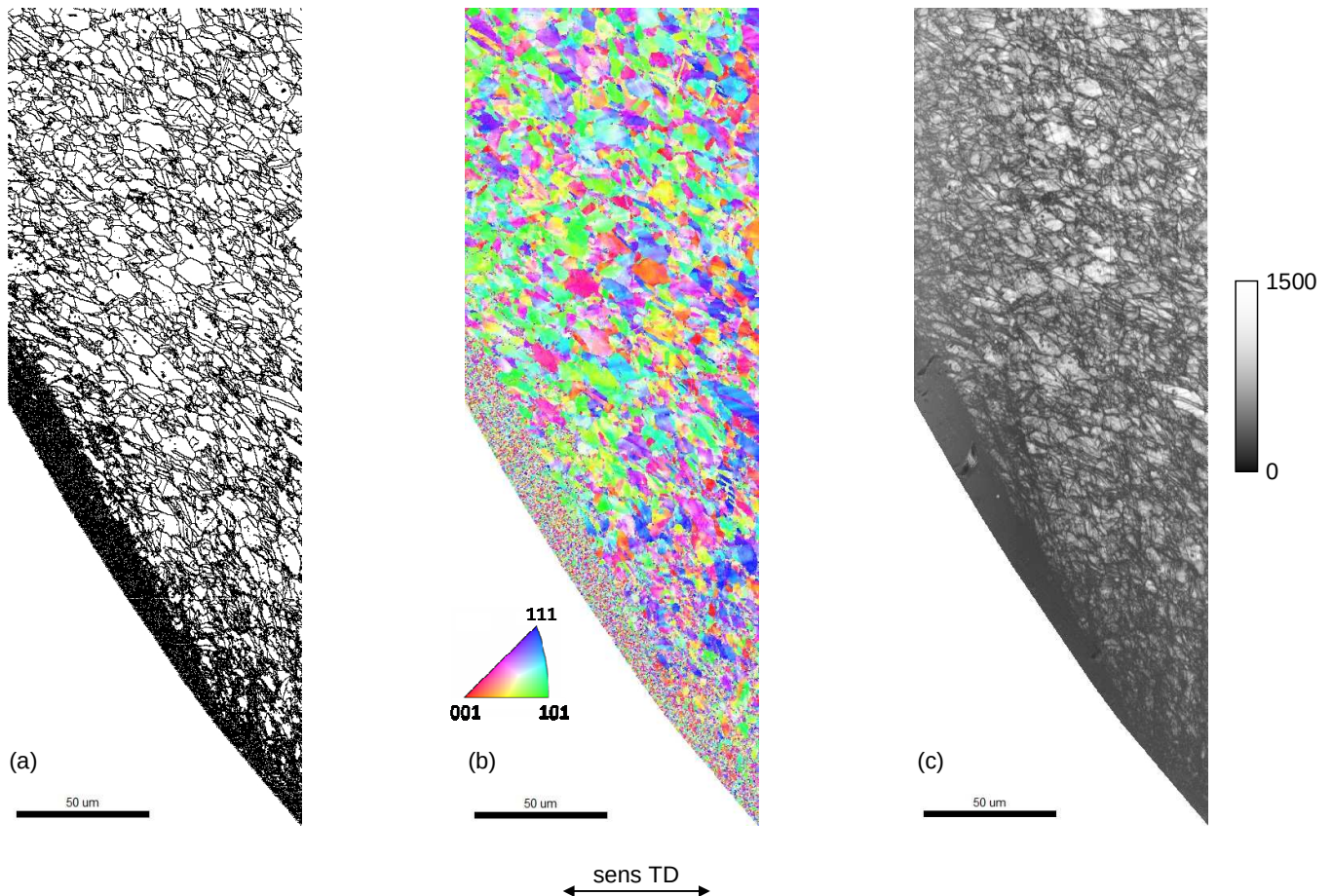


Figure A-56. Résultats des acquisitions EBSD sur un choc. Joints de grains (tracés pour une désorientation angulaire $>10^\circ$) (a). Orientation cristallographique (b). Indice de qualité (c).

L'indice de qualité est un indicateur qualitatif d'écrouissage puisque les signes de plasticité, comme les bandes de glissement ou les défauts microstructuraux, engendrent une moins bonne qualité de diffraction. Dans le but d'évaluer la profondeur affectée par l'écrouissage introduit lors de la création d'un choc de 200 µm, nous avons choisi de nous baser sur l'évolution de l'indice de qualité. Pour cela, nous avons discrétisé la surface mesurée en rectangles de 20 µm par 20 µm tel qu'illustré sur la figure A-58 (a). La moyenne de l'indice de qualité sur ces rectangles est reportée sur la figure A-58 (b) en fonction de la position en X et en Y du centre du rectangle par rapport au coin du choc. La distance Y est évaluée perpendiculairement au bord du choc. La distance X correspond à la distance depuis le coin du choc suivant la direction du bord de l'anomalie. Sur le graphique de la figure A-58

(b), on trace en particulier l'évolution de l'indice de qualité en fonction de la distance Y au bord du choc pour différentes distances X.

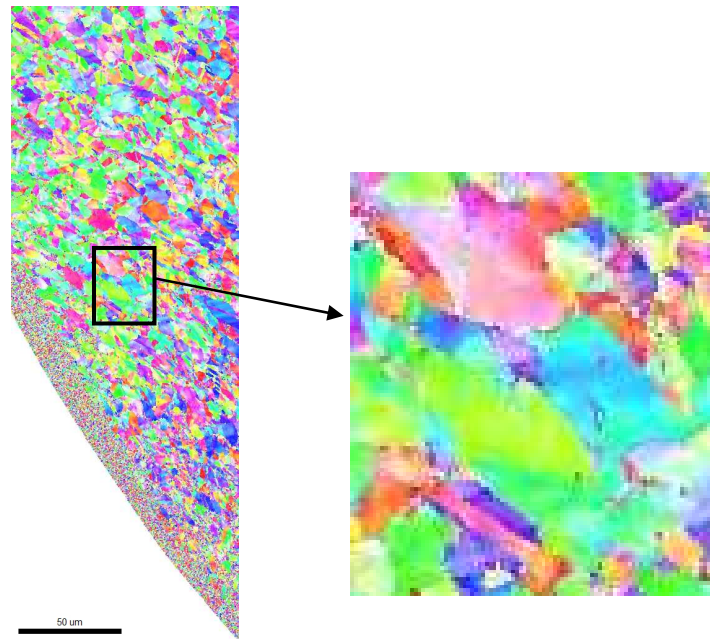


Figure A-57. Illustration de la désorientation cristallographique dans les grains.

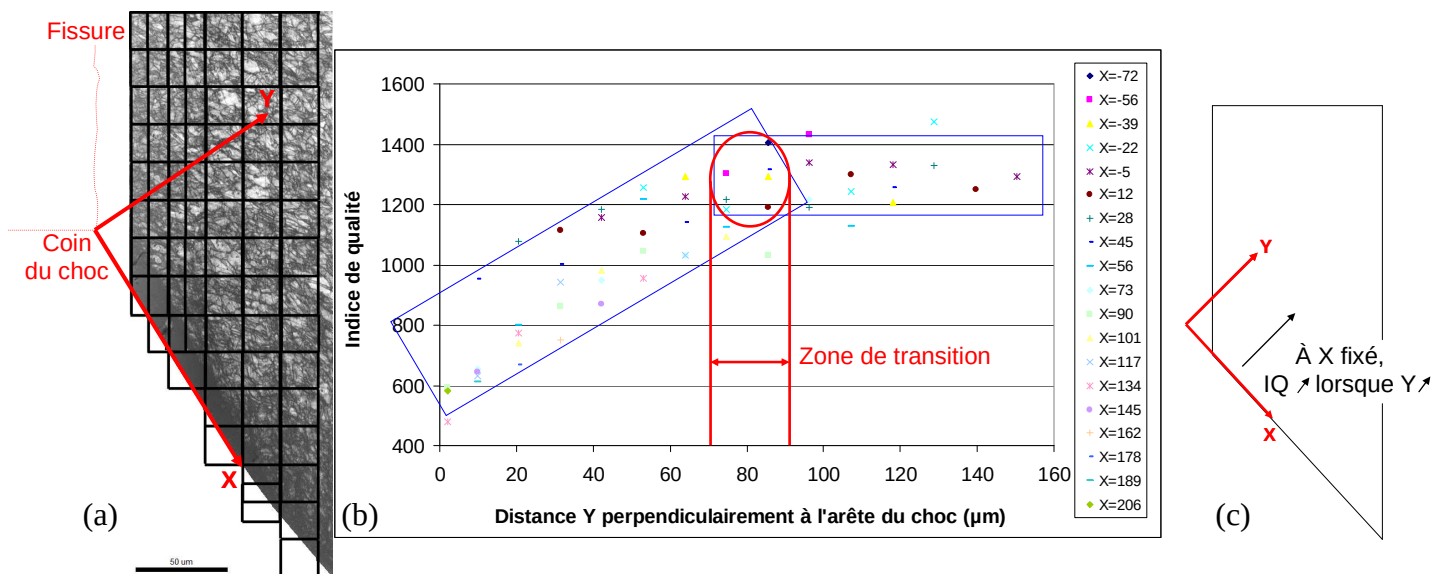


Figure A-58. Discretisation de la cartographie de l'indice de qualité (a). Evolution de l'indice de qualité en fonction de la distance Y au bord du choc pour différentes distances X au coin du choc (b). Schéma explicatif de l'évolution de l'indice de qualité (c).

Une évolution nette de l'indice de qualité est visible en fonction de la distance par rapport au bord du choc. Comme le résume le schéma de la figure A-58 (c), plus on s'éloigne du bord, plus l'indice de qualité augmente jusqu'à atteindre un palier à une distance d'environ 70 – 90 μm perpendiculairement au bord du choc. Nous n'avons pas comparé l'indice de qualité de ce palier par rapport à celui que l'on aurait obtenu dans une zone saine du matériau avec les mêmes conditions de préparation, de diffraction et de mesure. Il n'est donc pas possible d'affirmer rigoureusement que le palier correspond à une zone saine du matériau. Cependant, il semble que les conditions de diffraction ne sont plus affectées par l'écrouissage

au bord de l'anomalie à partir d'une distance de 70 à 90 μm depuis l'arête du choc. On peut donc penser que cette zone de transition définit la profondeur impactée par l'écrouissage généré lors de l'introduction du choc.

Dans le but de définir plus précisément la profondeur affectée, il pourrait être judicieux d'utiliser plutôt un paramètre lié à la déviation d'orientation cristallographique. Nous avons en effet montré que les auteurs utilisant la technique EBSD se réfèrent à ce type de paramètre pour quantifier la déformation plastique. Par exemple, les paramètres de type Kernel peuvent être utilisés pour décrire les variations plus ou moins locales d'orientations. La valeur de KAM (Kernel Average Misorientation) est la valeur moyenne de désorientation cristallographique entre le pixel considéré et tous ses plus proches voisins. Une cartographie de désorientations locales de type KAM est proposée sur la figure A-59. La couleur jaune correspond à une forte désorientation alors que la couleur bleue représente l'absence de désorientation. Il est important de noter que les zones n'ayant pas diffracté, comme la WEL, sont également représentées en bleu car on n'est pas capable d'identifier une désorientation cristallographique dans cette zone. Dans ce cas, on ne quantifie aucune désorientation cristallographique et la zone apparaît alors en bleu.

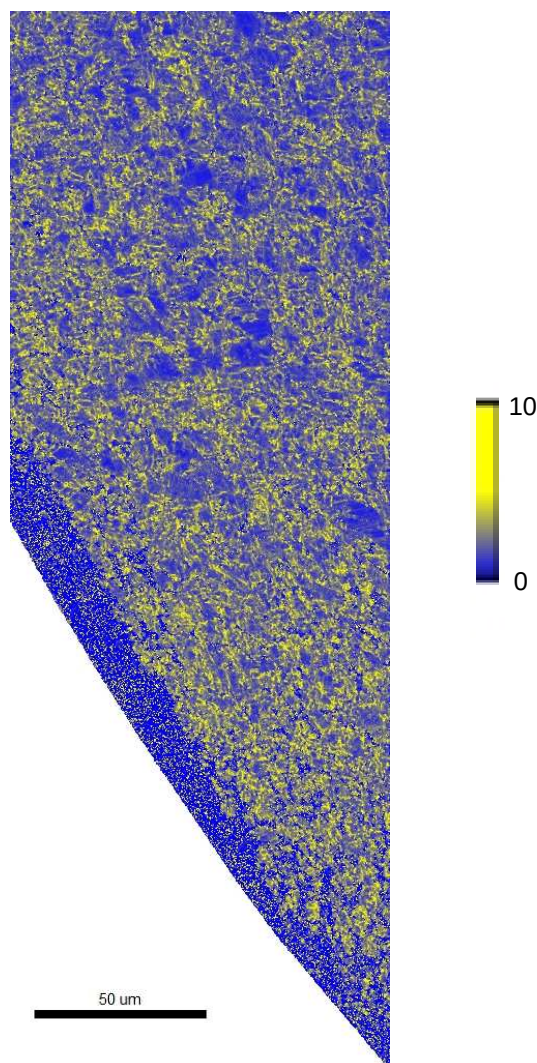


Figure A-59. Cartographie de désorientation locale de type KAM (jusqu'au 4^{ème} voisin – maximum de désorientation : 10°) sous un choc après essai de fatigue.

Qualitativement, on constate que l'observation de la figure A-59 amène à la même conclusion que la cartographie de l'indice de qualité. En effet, plus on s'éloigne du bord du choc, plus la désorientation locale de type KAM diminue. Cette cartographie n'a pas été discrétisée de la même manière que la cartographie de l'indice de qualité pour observer quantitativement l'évolution de ce paramètre en fonction de la distance au bord de l'anomalie. Cela s'explique par la difficulté de justifier la pertinence de l'utilisation de ce paramètre plutôt que d'un autre paramètre de déviation de l'orientation cristallographique. Nous ne sommes pas capables de définir quel paramètre est le plus à même de caractériser précisément l'écrouissage au bord d'un choc. C'est pourquoi nous avons préféré utiliser la cartographie de l'indice de qualité, qui est un paramètre simple et rapide d'exploitation, pour quantifier une zone affectée par l'introduction d'une anomalie de type choc. Il serait néanmoins important de tester l'utilisation d'autres paramètres pour évaluer la profondeur affectée et identifier leur précision et la pertinence de leur utilisation.

L'analyse de l'évolution de l'indice de qualité de diffraction sous un choc révèle un autre point important. En effet, la déformation plastique n'apparaît pas uniforme le long de l'arête du choc pour une même profondeur depuis le bord de l'anomalie. Cet effet est visible sur le graphique de la figure A-60 (b) qui trace l'évolution de l'indice de qualité en fonction de la distance X au coin du choc pour différentes profondeurs Y. On constate que l'indice de qualité diminue lorsque l'on s'approche de la surface de l'éprouvette. Ce phénomène est illustré par la droite bleue en pointillés qui schématise l'évolution de l'indice de qualité le long de la droite en pointillés tracées sur la figure A-60 (a). Le schéma de la figure A-60 (c) résume également cet effet. Cela signifie que l'écrouissage est plus important, et donc que le taux de déformation plastique est plus élevé, proche de la surface qu'au fond du choc. Cela pourrait s'expliquer par le fait que cette zone, proche de la surface, est impactée par la création du choc pendant toute la durée de l'introduction de l'anomalie. Elle a donc eu plus de temps pour se déformer plastiquement que la zone située au fond du choc qui n'est impactée qu'à la fin de l'introduction du choc et a donc moins de temps pour plastifier. Par conséquent, cela pourrait induire une réponse élastique du matériau, c'est-à-dire la création de contraintes résiduelles, plus importante au fond du choc que proche de la surface.

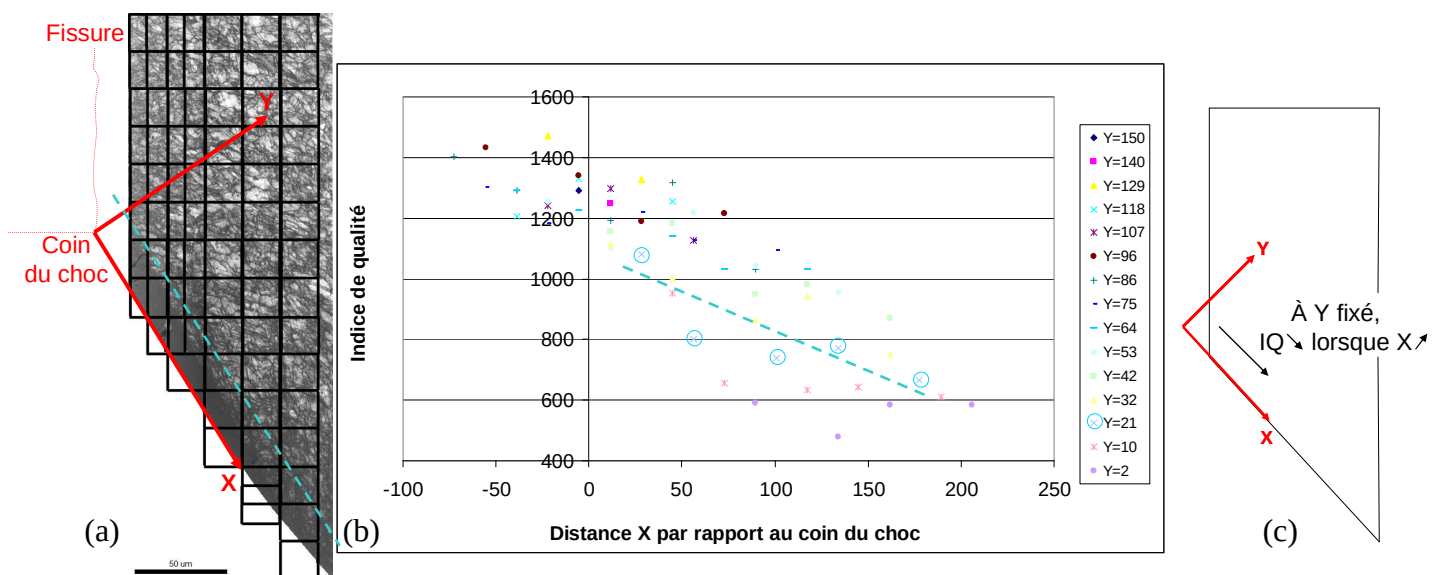


Figure A-60. Discretisation de la cartographie de l'indice de qualité (a). Evolution de l'indice de qualité en fonction de la distance X au coin du choc pour différentes profondeurs Y au bord du choc (b).

Ce scénario de déformation plastique est corrélé par la cartographie des joints de grains où l'on peut visualiser qualitativement un écoulement de matière le long de l'arête du choc, comme l'illustre la figure A-61. Cet écoulement plus important proche de la surface est cohérent avec un écrouissage plus marqué dans cette zone. Il est donc cohérent de penser qu'à l'instar des procédés de matriçage où l'on provoque un fibrage contrôlé de la matière, la procédure d'introduction des chocs crée des zones plus ou moins déformées le long de l'arête de l'anomalie.

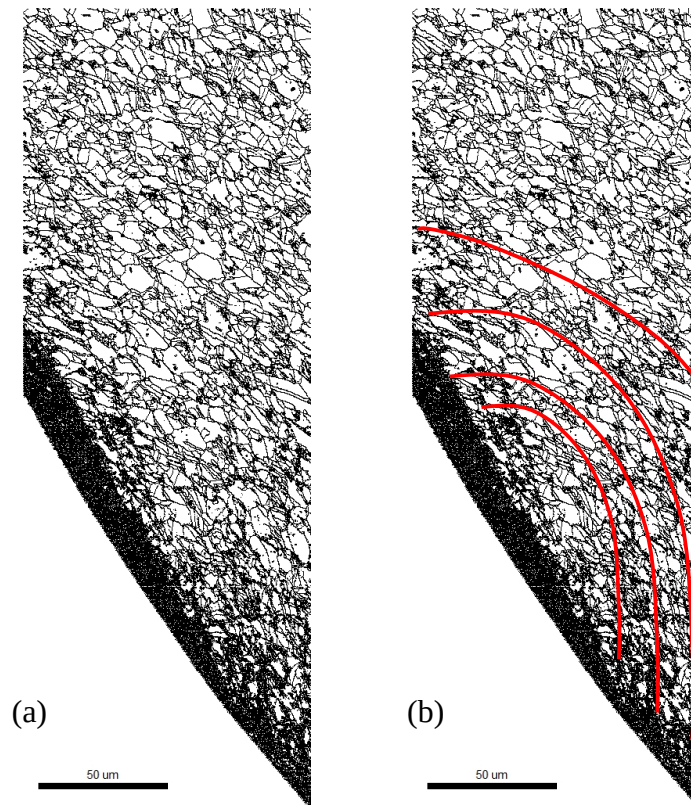


Figure A-61. Cartographie des joints de grain (a). Illustration du possible écoulement de matière le long de l'arête d'un choc (b).

Le scénario proposé ici doit bien sûr être vérifié par des mesures complémentaires sur une zone entourant complètement une anomalie de type choc. Ces analyses supplémentaires devront également être menées sur un choc non testé en fatigue car un autre scénario consiste à affirmer que l'amorçage et la propagation à partir du coin du choc a conduit à relaxer et libérer en partie l'écrouissage dans cette zone, ce qui explique la plus faible amplitude de déformation plastique.

Finalement, la technique EBSD permet d'évaluer une profondeur affectée par l'écrouissage généré lors de l'introduction d'un choc. L'utilisation de l'évolution de l'indice de qualité a conduit à l'estimation d'une profondeur affectée de 70 à 90 µm sous un choc de 200 µm. La précision de cette évaluation sera à quantifier en perspective de ce travail. Il a été montré que l'utilisation de paramètres liés à la déviation d'orientation cristallographique, comme le paramètre de type KAM, est possible. On pourrait ainsi comparer le résultat de quantification d'une zone affectée avec celui obtenu en utilisant ce type de paramètre. Des mesures de nanodureté pourraient aussi fournir une comparaison intéressante pour estimer le domaine impacté par l'introduction d'une anomalie de surface. Il est également nécessaire de reproduire la mesure dans le cas d'un choc non testé en fatigue et pour une anomalie de type

rayure. L'évaluation de l'indice de qualité à proximité d'un choc révèle que la déformation plastique semble plus importante proche de la surface de l'éprouvette. S'il s'avère vérifié, ce résultat pourrait expliquer le fait que la fissuration de la WEL, ailleurs que dans le coin du choc, ne conduise pas à une propagation de fissure. En effet, la déformation plastique de la microstructure pourrait constituer une barrière importante à la propagation.

A.3.4. Anomalies à géométrie régulière

La déformation occasionnée par l'introduction des anomalies semi elliptiques a également été caractérisée. L'observation par microscopie optique du profil et de la surface autour de l'anomalie, visible sur la figure A-62 laisse penser qu'une très faible, voire aucune déformation, n'est introduite lors de la création de l'anomalie. En effet, la surface autour de l'anomalie apparaît peu affectée, aucun bourrelet de matière n'est visible en surface et le profil de l'anomalie est relativement propre. Il présente quelques traces d'arrachement de matière mais sur une épaisseur de seulement quelques micromètres autour de l'anomalie et sans que l'on puisse déterminer si son origine vient du polissage mécanique ou de l'introduction de l'anomalie. La déformation semble donc particulièrement limitée autour d'une anomalie de forme semi elliptique introduite selon le protocole mis en place au cours de l'étude.

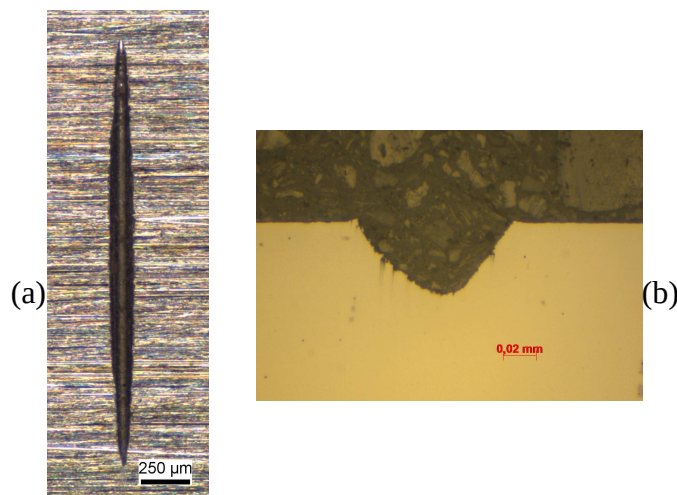


Figure A-62. Vue de dessus (a) et profil (b) d'une anomalie semi elliptique

Une coupe d'une anomalie de ce type, après rupture par fatigue, a été réalisée et préparée pour l'observation au MEB. La figure A-63 présente le résultat de cette observation sous électrons rétrodiffusés. On remarque que la microstructure autour de l'anomalie semble saine et n'apparaît pas affectée du tout par l'introduction de l'anomalie. Sur cette observation, aucun signe, ni sur la phase δ , ni sur les grains de l'alliage, n'indique la présence d'une quelconque déformation à la suite de l'introduction de l'anomalie semi elliptique. La procédure adoptée de polissage meulage par passes de faible profondeur permet donc de ne pas ou peu affecter le matériau pendant l'introduction de ce type d'anomalie.

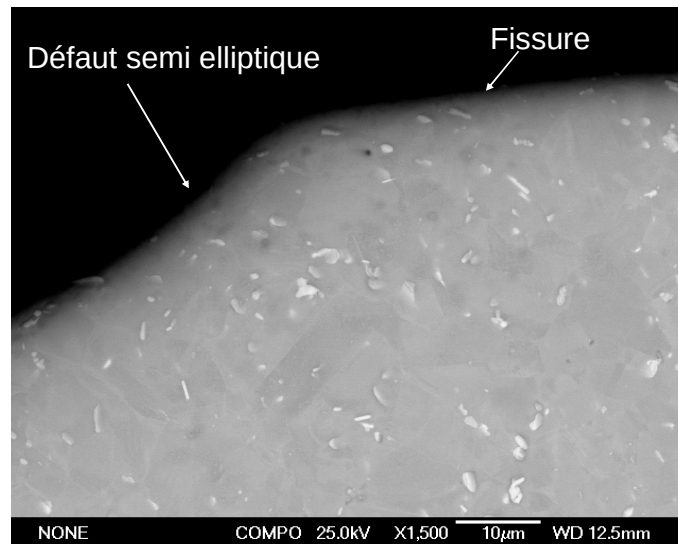


Figure A-63. Vue au MEB sous électrons rétrodiffusés de la coupe d'une anomalie semi elliptique

Etant donné que peu d'anomalies semi circulaires ont été testées en fatigue au cours de cette étude, une analyse approfondie de l'état microstructural sous ce type d'anomalie n'a pas été menée. Toutefois, la littérature est sensiblement fournie quant à l'influence de l'usinage par électroérosion sur l'intégrité d'une surface et sa tenue en fatigue. En effet, ce type d'usinage n'est pas sensible à la dureté ou à la résistance d'un matériau. Il est donc particulièrement adapté, à la place des méthodes classiques de fraisage et tournage, pour usiner des matériaux récemment développés qui présentent une résistance et une dureté très élevée. L'électroérosion est également de plus en plus utilisée car cette technique permet d'usiner des géométries complexes plus facilement. Dès 1989, Thompson et al. [THO89] ont commencé à étudier les dommages en surface créés par un usinage par électroérosion. On peut aussi citer, plus récemment, Lee et Tai [LEE03] qui cherchent à analyser la relation entre les paramètres d'électroérosion et la formation de fissures. En effet, dû aux effets de chauffage et refroidissement rapide, une couche affectée thermiquement se crée à la surface de la pièce usinée. Cette couche peut s'avérer nocive en fatigue. Ainsi, Lee et Tai se basent sur la rugosité en surface et l'épaisseur de la WEL formée pour construire une carte de prédiction (cf. figure A-64) de l'apparition de fissure en fonction du courant et de la durée de l'impulsion électrique de l'usinage par électroérosion pour deux aciers : le D2 et le H13.

Il apparaît dans la littérature que l'usinage par électroérosion tend à créer des WEL par le mécanisme de chauffage et refroidissement rapide. Les études menées sur ces couches révèlent qu'elles sont particulièrement nocives pour la tenue en fatigue d'un matériau. Or, nous verrons dans la partie C que la plupart des anomalies réalisées par électroérosion se sont avérées moins nocives en fatigue que la soudure par points. C'est d'ailleurs la raison pour laquelle l'état microstructural sous une anomalie semi circulaire n'a pas été évalué. On pourrait penser qu'en présence d'une WEL, les anomalies semi circulaires par électroérosion seraient plus nocives que ce que l'on a observé expérimentalement. Il serait donc intéressant en perspective de ce travail, de vérifier et de caractériser le type de modification microstructurale créée dans la zone affectée thermiquement autour d'une anomalie semi circulaire introduite par électroérosion et notamment la présence ou non d'une WEL.

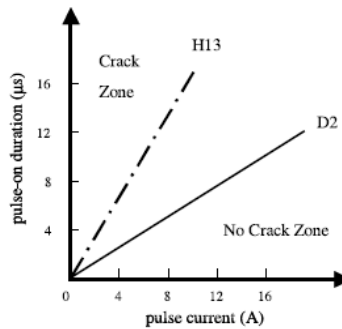


Figure A-64. Carte de prédiction de l'apparition de fissure en fonction des paramètres d'électroérosion

Conclusions intermédiaires et perspectives

L'Inconel 718DA est un superalliage à base Nickel durci par précipitation. Le traitement thermique « Direct Aged » permet de limiter la taille de grain. La limite élastique et la résistance en traction de l'alliage sont ainsi améliorées et on obtient également de meilleures performances en fatigue. Cette caractéristique favorise en revanche l'amorçage sur carbures primaires qui peuvent conduire sous certaines conditions de sollicitations à des durées de vie très faibles. Le forgeage est, avec le traitement thermique, le procédé qui permet de contrôler les propriétés de l'alliage.

Deux types d'anomalies de surface représentatives de la flotte SNECMA ont été choisies : les rayures et les chocs. Les rayures arborent un profil en V et sont introduites par pénétration et déplacement d'un outil en carbure dans la matière. Les chocs présentent un profil en U. Leur méthode d'introduction reprend le principe de la chute verticale d'un tournevis sur une pièce. La caractérisation dimensionnelle de ces anomalies par réalisation de répliques a été choisie et est appliquée systématiquement pour mesurer la géométrie des anomalies. C'est la méthode qui permet le meilleur rapport entre rapidité d'exécution et précision des résultats. Deux autres types d'anomalies à géométrie régulière sont étudiés : des anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Les résultats des essais de fatigue sur ces anomalies serviront de base de comparaison avec les rayures et les chocs.

Du fait de la géométrie et de la méthode d'introduction des anomalies, une déformation est introduite au niveau microstructural sous les anomalies. De manière à évaluer leur nocivité en fatigue, ces déformations ont été caractérisées par microscopie électronique à balayage. Des zones fortement écrouies sont observables sous les rayures. Les grains et la phase δ ont ainsi subi une rotation et un écrasement important sur environ 30 à 50 μm . Une White Etching Layer a été formée sous les chocs. La littérature indique que cette couche est composée de grains nanométriques qui engendrent une dureté plus élevée et un comportement fragile en fatigue. Une zone fortement déformée, caractérisée par des particules fragmentées de phase δ et des grains écrasés et tournés, est également observée sous la WEL. Une zone totale affectée sous les chocs de 70 à 90 μm a été estimée par des mesures d'indice de qualité de diffraction générées par la technique EBSD. Aucune déformation ne semble avoir été introduite sous les anomalies semi elliptiques. Les déformations de la microstructure observées sous les rayures et les chocs sont susceptibles d'impacter les performances en fatigue de ces types d'anomalies. Les essais de fatigue devraient permettre de statuer sur l'influence de la procédure d'introduction des anomalies de surface. On note que seule la réponse plastique du matériau, c'est-à-dire l'écrouissage, a été caractérisé ici. Or la procédure d'introduction des anomalies génère également une réponse élastique du matériau qui pourrait se traduire par la création de contraintes résiduelles. A la lumière des phénomènes observés

dans la littérature, ce point apparaît aussi particulièrement important et devra être analysé au cours de la campagne expérimentale.

Des perspectives peuvent d'ores et déjà être énoncées après cette première partie du travail. La géométrie des anomalies ainsi que leurs méthodes d'introduction pourraient être retouchées de manière à s'approcher d'une anomalie moyenne représentative. En effet, pour cette étude, le choix a été fait d'analyser les anomalies de type rayures et chocs qui pourraient être les plus nocives en fatigue. Il apparaît également important de compléter la caractérisation de la déformation microstructurale sous les anomalies. L'une des perspectives majeures concerne le développement et l'amélioration de la technique EBSD pour la mesure d'une profondeur affectée sous les anomalies. On pourrait aussi étudier l'influence de l'introduction des anomalies semi circulaires par électroérosion pour détecter ou non la présence d'une WEL. Cette couche a été observée sous les chocs et pourrait être analysée de manière plus fine par microscopie électronique à transmission pour connaître sa composition et sa microstructure.

Bibliographie de la partie A

[ALE04] F. Alexandre, S. Deyber, A. Pineau. Modelling the optimum grain size on the low cycle fatigue life of a Ni base superalloy in the presence of two possible crack initiation sites. *Scripta Materiala* (2004) 25-30

[ALEX04] F. Alexandre. Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage INCO 718. *Thèse de doctorat*. Ecole des Mines de Paris (2004)

[AMS] Aerospace Material Specification. AMS 5664-5832

[AND04] H. Andersson, C. Persson. In-situ SEM study of fatigue crack growth behaviour in IN718. *International Journal of Fatigue* (2004) 211-219

[AZA04] S. Azadian, L.Y. Wei, R. Warren. Delta phase precipitation in Inconel 718. *Materials Characterization* (2004) 7-16

[BHA97] A. Bhattacharya, G.V.S. Sastry, V.V. Kutumbarao. On the dual slope Coffin-Manson relationship during low cycle fatigue on Ni-base alloy IN718. *Scripta Materiala* (1997) 411-415

[BHO08] P.R. Bhowal, D. Stolz, A.M. Wusatowska-Sarnek, R. Montero. Surface effects on low cycle fatigue behaviour in IN718 alloy. *Superalloys 2008, TMS*. Seven Springs, PA, USA (2008)

[BOY99] A.D. Boyd-Lee. Fatigue crack growth resistant microstructures in polycrystalline Ni-base superalloys for aeroengines. *International Journal of Fatigue* (1999) 393-405

[BUS11] V. Bushlya, J.M. Zhou, F. Lenrick, P. Avdovic, J-E. Stahl. Characterization of White Layer Generated when Turning Aged Inconel 718. *1st CIRP Conference on Surface Integrity – Procedia Engineering* 19 (2011), 60-66

[CAS10] A. Casanova. Origines des variations de propriétés mécaniques de l'alliage Inconel 718DA en relation avec ses caractéristiques microstructurales. *Rapport de projet de fin d'étude* (2010) ENSMA

- [CHI11] D.J. Child, G.D. West, R.C. Thomson. Assessment of surface hardening effects from shot peening on a Ni-based alloy using electron backscatter diffraction techniques. *Acta Materiala* (2011) 4825-34
- [CLA82] M. Clavel, A. Pineau. Fatigue behaviour of two nickel-base alloys I: Experimental results on low cycle fatigue crack propagation and substructures. *Materials Science and Engineering* (1982) 157-171
- [CON03] T. Connoley, P.A.S. Reed, J.M. Starink. Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens in Inconel 718. *Materials Science and Engineering A* (2003) 139-154
- [COZ73] R. Cozar, A. Pineau. Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys. *Metallurgical Transactions*. (1973) 47-59
- [FAY87] Y.C. Fayman. Microstructural characterization and elemental partitioning in a direct-aged superalloy (DA 718). *Materials Science and Engineering* (1987) 159-171
- [FLO80] S. Floreen, R.H. Kane. An investigation of the creep-fatigue-environment interaction in a Ni-base superalloy. *Fatigue and Fracture of engineering materials and structures* (1980) 401-412
- [FOR97] J.D. Fordham, R. Pilkington, C.C. Tang. The effect of different profiling techniques on the fatigue performance of metallic membranes of AISI 301 and Inconel 718. *International Journal of Fatigue* (1997) 487-501
- [FOS13] B.J. Foss, S. Gray, M.C. Hardy, S. Stekovic, D.S. McPhail, B.A. Shollock. Analysis of shot-peening and residual stress relaxation in the nickel-based superalloy RR1000. *Acta Materiala* (2013) 2548-59
- [FOU77] D. Fournier, A. Pineau. Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298K and 823K. *Metallurgical Transactions A* (1977) 1095-1105
- [FRA12] P.G. Frankel, P.J. Withers, M. Preuss, H.T. Wang, J. Tong, D. Rugg. Residual stress fields after FOD impact on flat and aerofoil-shaped leading edges. *Mechanics of Materials* (2012) 130-145
- [GRI87] B.J. Griffiths. Mechanisms of White Layer Generation With Reference to Machining and Deformation Processes. *J Tribol.* (1987) 525-531
- [GUE94] J.Y. Guédou, G. Simon, J.M. Rongvaux. Developpement of damage tolerant Inco 718 for high temperature usage. In : *Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. (1994) 509-522
- [HER11] C.R.J. Herbert, D.A. Axinte, M.C. Hardy, P.D. Brown. Investigation into the characteristics of white layers produced in a nickel based superalloy from drilling operation. *1st CIRP Conference on Surface Integrity – Procedia Engineering* 19 (2011), 138-143
- [JAC83] B. Jacquelin. Amorçage de fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial. *Thèse de doctorat* (1983) Ecole des Mines de Paris

- [KAM06] M. Kamaya, A.J. Wilkinson, J.M. Titchmarsh. Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction. *Acta Materiala* (2006) 539-548
- [KHA09] M.K. Khan, M.E. Fitzpatrick, S.V. Hainsworth, L. Edwards. Effect of tool profile and fatigue loading on the local hardnesse around scratches in clad and unclad aluminium alloy 2024. *Materials Science and Engineering* (2009) 297-304
- [KHA11] M.K. Khan, M.E. Fitzpatrick, S.V. Hainsworth, A.D. Evans, L. Edwards. Application of synchrotron X-ray diffraction and nanoindentation for the determination of residual stress fields around scratches. *Acta Materiala* (2011), 7508-7520
- [KWO09] J. Kwong, D.A. Axinte, P.J. Withers. The sensitivity of Ni-based superalloy to hole making operations: Influence of process parameters on subsurface damage and residual stress. *Journal of Materials Processing Technology* (2009) 68-77
- [LEE03] H.T. Lee, T.Y. Tai. Relationship between EDM parameters and surface crack formation. *Journal of Materials Processing Technology* (2003) 676-683
- [LIE03] H.P. Lieurade, J.F. Flavenot. Rôle de l'usinage sur la tenue à la fatigue des composants mécaniques. *Proc. 22^{ème} Journées de Printemps* (2003) 1-15
- [LYN94] S.P. Lynch, T.C. Radtke, B.J. Wicks and R.T. Byrnes. Fatigue crack growth in nickel-based superalloys at 500-700°C. II: Direct-Aged alloy 718. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* (1994) pp. 313-325
- [MAR14] E. Marin, C. Le Gall, J. Cormier, J-M. Franchet. Impact of thermal aging on the microstructure evolutions and mechanical properties of DA718 alloy. *Superalloys 718 & Derivatives, Pittsburgh, PA, TMS*. To be published
- [MER99] C. Mercer, A.B.O. Soboyejo, W.O. Soboyejo. Micromechanisms of fatigue crack growth in a forged Inconel 718 nickel based superalloy. *Materials Science and Engineering A* (1999) 308-322
- [MOL97] R. Molins, J.C. Chassaigne, E. Andrieu. Nickel based alloy intergranular embrittlement in relation with oxidation mechanisms. *Materials Science Forum.* (1997) 445-452
- [OSI03] G.A. Osinkolu, G. Onofrio, M. Marchionni. Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy. *Materials Science and Engineering A* (2003) 425-433
- [OST97] W. Österle, P.X. Li. Mechanical and thermal response of a nickel base superalloy upon grinding with high removal rates. *Materials Science and Engineering* (1997) 357-366
- [PED82] J.P. Pedron, A. Pineau. The effect of microstructure and environment on the crack growth behaviour of Inconel 718 alloy at 650°C under fatigue, creep and combined loading. *Materials Science and EngineeringI* (1982) 143-156
- [PON01] S. Ponnelle. Propagation des fissures par fatigue à haute temperature dans l'Inconel 718 : effet de microstructures et de chargements complexes. *Thèse de doctorat* (2001) Ecole des Mines de Paris

- [PRA09] D.G. Leo Prakash, M.J. Walsh, D. Maclachlan, A.M. Korsunsky. Crack growth micro-mechanisms in the IN718 alloy under the combined influence of fatigue, creep and oxidation. *International Journal of Fatigue* (2009) 1966-77
- [PRA12] K. Prasad, N.C. Babu, V. Kumar. Effect of Frequency and Orientation on Fatigue Crack Growth Behavior of Forged Turbine Disc of IN 718 superalloy. *Materials Science and Engineering* (2012) 83-87
- [RAM05] A. Ramesh, S.N. Melkote, L.F. Allard, L. Riester, T.R. Watkins. Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel. *Materials Science and Engineering* (2005) 88-97
- [RAN09] S. Ranganath, C. Guo, P. Hedge. A finite element modeling approach to predicting white layer formation in nickel superalloys. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* (2009) 77-80
- [SIM87] C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. Superalloys II : *High temperature materials for aerospace and industrial power*. Wiley (1987)
- [SIN03] J.B. Singh, M. Sundararaman, P. Munkhopahyay, N. Prabhu. Effect of ternary Nb additions on the stability of the DO₂₂ structure of Ni₃V phase. *Scripta Materiala* (2003) 261-267
- [SUO08] M.L. Suominen Fuller, R.J. Klassen, N.S. McIntyre, A.R. Gerson, S. Ramamurthy, P.J. King, W. Liu. Texture, residual strain and plastic deformation around scratches in alloy 600 using synchrotron X-ray Laue micro-diffraction. *Journal of Nuclear Materials* (2008) 482-487
- [THO89] P.J. Thompson. Surface damage in electrodischarge machining. *Materials Science and Technology* (1989) 1153-57
- [WAR06] J. Warren, D.Y. Wei. The cyclic fatigue behavior of direct age 718 at 149, 315, 454 and 538°C. *Materials Science and Engineering A* (2006) 106-115
- [WUS11] A.M. Wusatowska-Sarnek, B. Dubiel, A. Czyrska-Filemonowicz, PR. Bhowal, N. Ben Salah, J.E. Klemberg-Sapieha. Microstructural characterization of the white etching layer in nickel-based superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* (2011) 3813-25
- [YOD10] R. Yoda, T. Yokomaku, N. Tsuji. Plastic deformation and creep damage evaluations of type 316 austenitic stainless steels by EBSD. *Materials Characterization* (2010) 913-922
- [ZHA09] Y.X. Zhao, P.E. Irving, A. Cini. Hardness environments around fatigued scratches in clad and unclad 2024 T351 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering* (2009), 16-24
- [ZHO95] L.X. Zhou, T.N. Baker. Effects on dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought In-718 due to hot deformation. *Materials Science and Engineering A* (1995) 89-95

Partie B - Etude expérimentale et numérique de la technique de différence de potentiel

B.1. DEMARCHE EXPERIMENTALE	97
B.1.1. DESCRIPTION DES ESSAIS	97
B.1.1.1. PRINCIPE	97
B.1.1.2. EPROUVETTE	97
B.1.1.3. ANOMALIES	98
B.1.1.4. ZONE DE PRELEVEMENT	99
B.1.1.5. CONDITIONS DE SOLLICITATIONS	100
B.1.1.6. PROCEDURE D'ESSAIS	101
B.1.2. MESURE DE LA DIFFERENCE DE POTENTIEL	102
B.1.2.1. PRINCIPE	102
B.1.2.2. MISE EN PLACE DU MONTAGE EXPERIMENTAL	105
B.1.2.3. CALIBRATION : METHODES ANALYTIQUES ET ANALOGIQUES	108
B.2. SIMULATION NUMERIQUE DU SUIVI DE POTENTIEL	113
B.2.1. PRINCIPE	113
B.2.2. ANALYSE PARAMETRIQUE : PARAMETRES PEU OU PAS INFLUENTS	115
B.2.2.1. SENSIBILITE AU MAILLAGE	115
B.2.2.2. VALEUR D'ENTREE DU COURANT ET PROPRIETE DU MATERIAU	117
B.2.2.3. SURFACE DE CONTACT DES POINTS DE MESURE	117
B.2.2.4. POSITION DES POINTS D'INTRODUCTION DU COURANT	118
B.2.2.5. PRESENCE DE 2 ANOMALIES	120
B.2.3. ANALYSE PARAMETRIQUE : PARAMETRES INFLUENTS DE 1^{ER} ORDRE	120
B.2.3.1. GEOMETRIE DE L'EPROUVETTE ET PRESENCE D'UNE ANOMALIE	120
B.2.3.2. POSITION DES POINTS DE MESURE	121
B.2.3.3. FORME DU FRONT DE FISSURE	125
B.2.3.4. SITE D'AMORÇAGE ET MULTI FISSURATION	127
B.3. CALIBRATION EXPERIMENTALE DU SUIVI DE POTENTIEL	128
B.3.1. PRINCIPE	128
B.3.2. CALIBRATION EXPERIMENTALE	130
B.3.2.1. CAS DES RAYURES	130
B.3.2.2. CAS DES ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES	131
B.3.2.3. CAS DES ANOMALIES SEMI CIRCULAIRES	132
B.3.2.4. CAS DES CHOCS	132
B.3.2.5. COMPARAISON DES CALIBRATIONS EXPERIMENTALES	133

B.4. COMPARAISON DES CALIBRATIONS EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES	134
B.4.1. CALIBRATION NUMERIQUE	134
B.4.2. CAS DES RAYURES	135
B.4.2.1. RESULTAT	135
B.4.2.2. INFLUENCE DE LA FORME REELLE DU FRONT DE FISSURE ET DE LA POSITION DES POINTS DE MESURE	136
B.4.2.3. ERREUR RESIDUELLE	137
B.4.3. CAS DES CHOCS	140
B.4.3.1. RESULTAT	140
B.4.3.2. AMELIORATION DE LA CALIBRATION NUMERIQUE DES CHOCS	141
B.4.4. CHOIX D'UNE STRATEGIE DE CALIBRATION	143
B.4.4.1. CAS DES RAYURES	143
B.4.4.2. CAS DES CHOCS	146
B.4.4.3. PERSPECTIVES DE CALIBRATION	147
CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES	149
BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE B	151

Partie B - Etude expérimentale et numérique de la technique de différence de potentiel

Une importante campagne expérimentale est nécessaire dans le but d'évaluer la nocivité des anomalies de surface de type rayures et chocs. Dans cette partie, nous décrirons et justifierons la démarche développée dans ce sens. Des essais de fatigue sur éprouvettes contenant des anomalies de surface seront réalisés en utilisant la technique de suivi de différence de potentiel pour suivre la propagation de fissure en temps réel, en température et sans observation visuelle. L'analyse et l'exploitation de ces essais sont de première importance pour la compréhension des phénomènes mis en jeux. Il est donc essentiel de maîtriser cette technique de manière à obtenir une valeur fiable de la profondeur de fissure à tout moment de l'essai. Une étude approfondie sera donc menée pour comprendre et contrôler l'ensemble des paramètres ayant une influence sur les mesures réalisées avec cette technique. Cette étude nous amènera à proposer une stratégie de calibration de la méthode du suivi de la différence de potentiel qui pourra être appliquée dans un cas général d'utilisation de cet outil.

B.1. Démarche expérimentale

B.1.1. Description des essais

B.1.1.1. Principe

La caractérisation de la nocivité en fatigue des anomalies de surface, de type anomalies de maintenance, est réalisée lors d'une campagne expérimentale sur éprouvettes. L'avantage d'une telle campagne est la facilité et le faible coût de mise en œuvre des essais. En effet, une machine de fatigue standard suffit pour tester une éprouvette en fatigue alors que des essais sur pièces réelles nécessitent le développement d'un banc d'essai spécifique. Les éprouvettes testées contiennent des anomalies de surface (rayures, chocs, semi elliptiques ou semi circulaires) telles qu'elles ont été décrites dans la partie A. Les conditions de sollicitations (chargement mécanique, température, environnement, ...) sont choisies dans un objectif de représentativité des conditions de travail d'un disque de turbine haute pression (HP) des moteurs TP400 et SaM146 de SNECMA. Les essais sont équipés d'une technique de suivi de la différence de potentiel. Cet outil permet de suivre la propagation d'une fissure s'amorçant à partir d'une anomalie de surface. L'objectif est de décrire et d'améliorer notre compréhension des phénomènes contrôlant l'amorçage et la propagation pour pouvoir élaborer un modèle de calcul de la durée de vie en fatigue d'anomalies de maintenance.

B.1.1.2. Epreuve

Les éprouvettes utilisées pour les essais sont, selon la dénomination en vigueur à SNECMA, de type KBr. Elles présentent des têtes cylindriques et s'adaptent ainsi facilement aux lignes d'amarrages et aux montages classiques des machines de fatigue. La zone utile possède une section rectangulaire de largeur 8,3 mm et d'épaisseur 3,5 mm. La section rectangulaire permet l'introduction des anomalies de surface de manière plus simple qu'une section cylindrique. On note que cette zone utile a été rallongée de 9 mm par rapport à la géométrie traditionnelle utilisée par SNECMA, de manière à obtenir une longueur utile de 22 mm suffisante pour pouvoir introduire deux anomalies par éprouvette. Le plan du type d'éprouvette KBr utilisé est visible sur la figure B-1. Le choix de ces éprouvettes a été principalement dicté par un souci de cohérence avec la campagne d'essais préliminaires menées par SNECMA. Ce choix nous permet aussi de profiter du savoir faire de l'équipe technique de SNECMA pour la mise en place des essais à l'ENSMA.

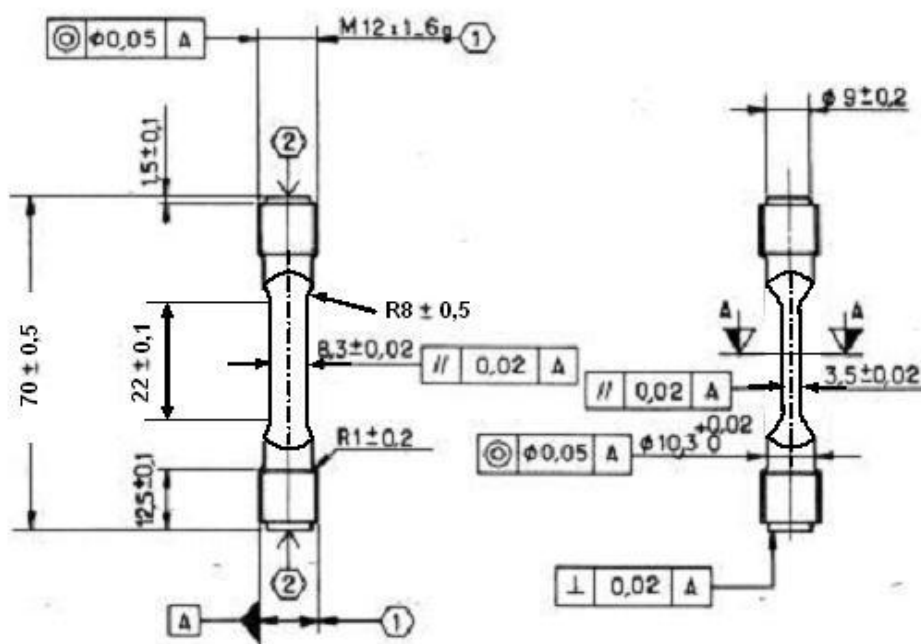


Figure B-1. Plan d'une éprouvette de type KBr utilisée.

Contrairement au traitement des pièces réelles, le choix a été fait par l'industriel de ne pas grenailleur les éprouvettes. Il se base, pour cela, sur les résultats de l'étude « Modifications Mineures » où il a été mis en évidence que le grenailleur n'exerçait pas d'influence sur la micropropagation et la durée de vie des éprouvettes. Ce résultat a été acquis sur le superalliage à base Nickel N18, obtenu par métallurgie des poudres, et il est supposé par SNECMA qu'il peut être étendu au matériau de notre étude : l'Inconel 718DA.

On retient également qu'il a été choisi de rectifier la zone utile des éprouvettes. En outre, dans le but d'éviter tout amorçage intempestif sur les arêtes de la partie utile, nous procédons aussi systématiquement au rayonnage de ces arêtes. Nous utilisons pour cela des bandelettes de toile Emery de granulométrie P240.

Aucun essai sur éprouvette à K_t (à concentration de contrainte) n'est prévu au cours de cette étude. Il s'agit dans un premier temps de fournir des résultats ainsi qu'un modèle de prise en compte de la nocivité des anomalies de surface sur éprouvette lisse avant de caractériser le cas d'une anomalie dans une zone à concentration de contrainte. Cette perspective apparaît néanmoins essentielle car elle semble plus représentative des niveaux de chargement élevés et des gradients de contrainte présents dans les zones critiques des pièces de moteur.

B.1.1.3. Anomalies

La procédure d'introduction des anomalies dans les éprouvettes est décrite dans la partie A. Des tests de faisabilité d'essais multi anomalies ont été réalisées dans l'étude « Modifications Mineures ». Ils révèlent que la configuration d'essais la plus pertinente consiste à introduire deux anomalies par éprouvette : une sur chaque face. Ce choix permet d'obtenir plus d'informations pour chaque essai car il est observé que les deux anomalies conduisent généralement à un amorçage de fissure et fournissent des résultats exploitables. Il serait possible d'introduire plus de deux anomalies par éprouvettes mais il a été choisi de limiter leur nombre pour s'épargner les difficultés de suivi électrique de la fissuration sur plus

de deux anomalies. Une seule anomalie est donc introduite sur chaque face de la partie utile de l'éprouvette. Elles sont distantes de 6 mm de manière à éviter ou tout du moins limiter toute interaction entre les champs de contrainte en pointe des fissures amorcées à partir de ces anomalies. Nous reproduisons ainsi une procédure qui a été validée en interne par SNECMA. La configuration géométrique de la position des anomalies est illustrée sur la figure B-2.

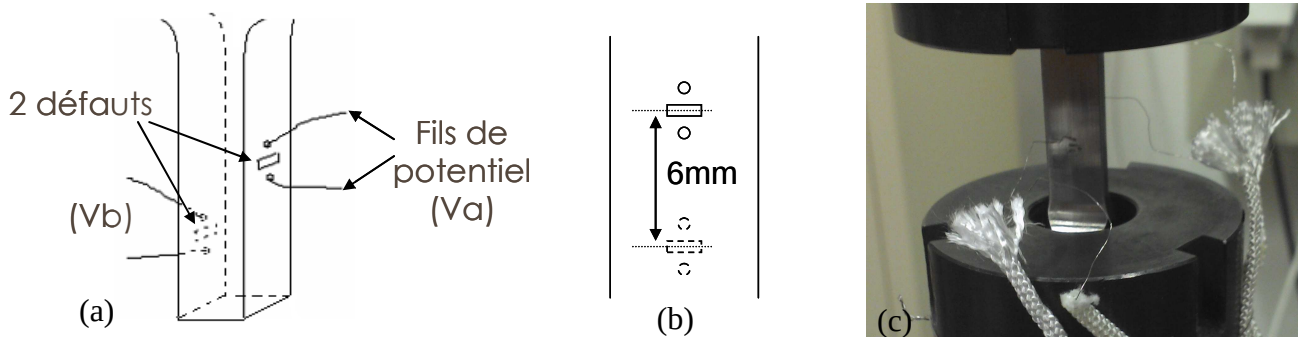


Figure B-2. Configuration géométrique de la position des anomalies sur l'éprouvette. Vue 3D (a). Vue de face (b). Photo du montage expérimental (c).

B.1.1.4. Zone de prélèvement

L'application de l'étude concerne les disques de turbine haute pression en superalliage à base Nickel Inconel 718DA. Les éprouvettes que nous testerons au cours de cette étude seront issues plus précisément de disques de turbine haute pression du moteur TP400. La zone de prélèvement de nos éprouvettes sera exclusivement la zone « dent de disque » qui correspond à la zone plus fine par rapport à la zone « alésage ». Ce choix est effectué dans le but d'éviter les effets de pièces épaisses où on constate des points de très faibles durées de vie en fatigue comme illustré sur le graphique de la figure B-3. Ces faibles durées de vie semblent provoquées par l'amorçage précoce de fissure sur carbures surfaciques [CAS10]. Le choix de prélèvement dans la zone « dent de disque » devrait nous permettre d'éviter de faire face à une compétition entre amorçage sur anomalie ou sur carbure.

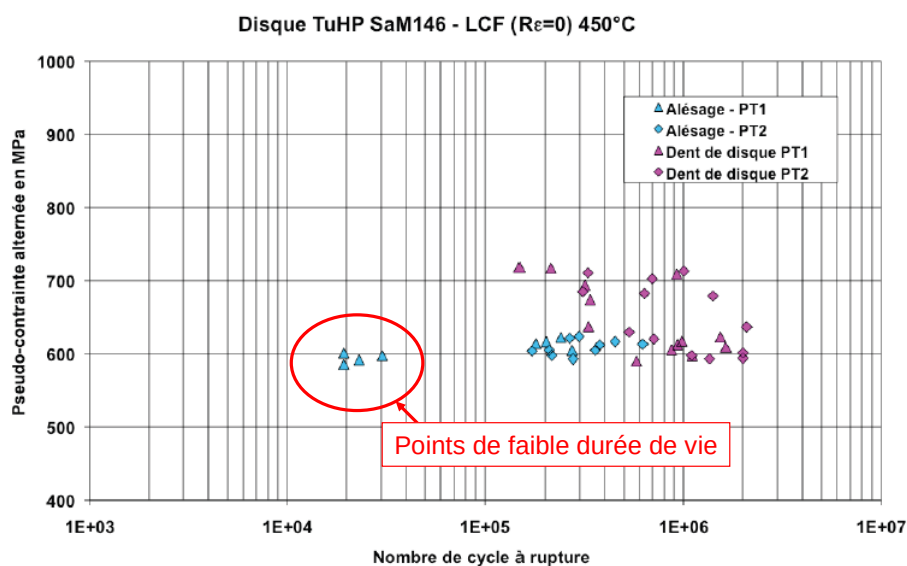


Figure B-3. Durée de vie en fatigue LCF à 450°C d'éprouvettes provenant des zones d'alésage et de dent de disque de deux disques bruts de forge PT1 et PT2 [FAR09].

Ce choix nous permet également d'être représentatifs des zones sous jantes et de la zone de bride du disque. Il pourrait néanmoins être intéressant en perspective de cette étude d'évaluer la nocivité des anomalies de surface de type rayures et chocs par rapport à celle des carbures surfaciques dans les zones « alésage » des disques de turbine haute pression.

Dans notre étude, les éprouvettes testées proviennent de trois lots matières différents. Elles sont prélevées dans le sens tangentiel du disque comme l'illustre la figure B-4.

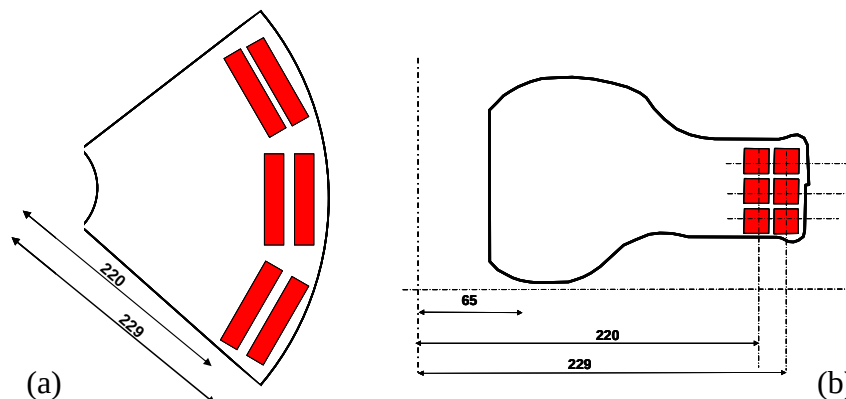


Figure B-4. Illustration de la zone de prélèvement "dent de disque". Vue de face (a). Vue de profil (b).

B.1.1.5. Conditions de sollicitations

Les essais de fatigue seront réalisés en contrainte imposée. Les conditions de sollicitation ont été choisies par SNECMA dans le but de couvrir les domaines de fonctionnement des zones critiques de la turbine haute pression des moteurs TP400 et SaM146. Dans l'optique de valider le modèle μ PROPAG, les conditions de sollicitation doivent également garantir un domaine suffisant pour l'identification des paramètres du modèle. Une analyse numérique par éléments finis a donc été menée par SNECMA pour caractériser les niveaux de contraintes atteints dans les pièces de la turbine du TP400 et du SaM146 en fonction de la température. Les résultats de cette analyse sont tracés sur les graphiques de la figure B-5 qui représentent la contrainte principale maximale en fonction de la température maximale du cycle du moteur (cf. figure B-5 (a)) et la demi amplitude de la contrainte principale maximale en fonction de la température à l'instant de la contrainte maximale (cf. figure B-5 (b)).

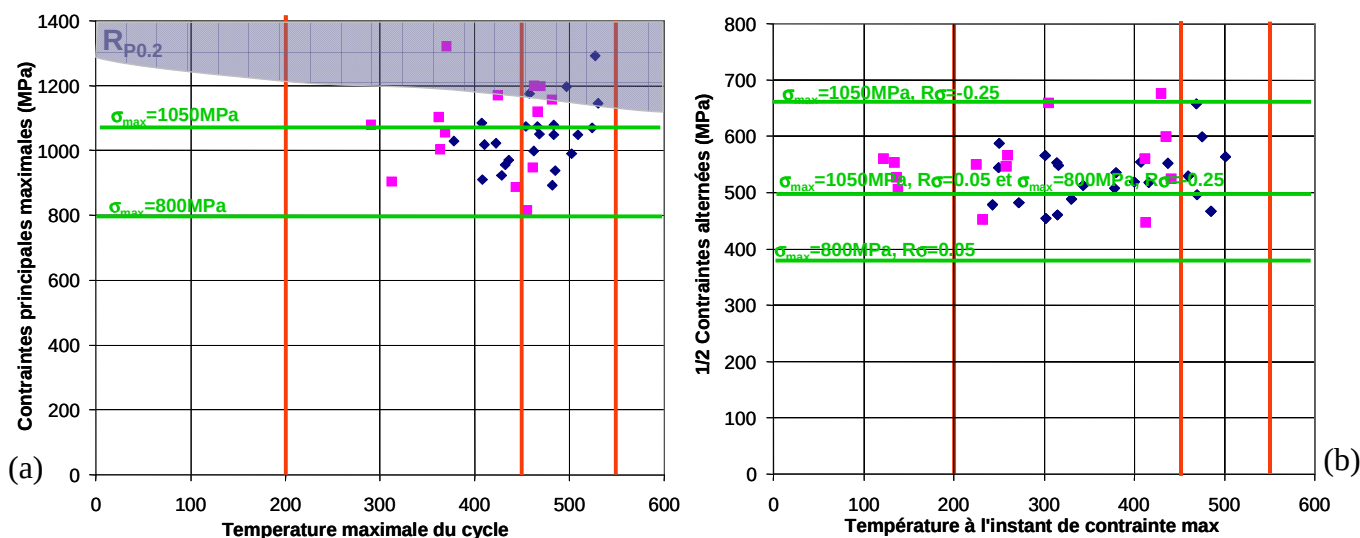


Figure B-5. Illustration des choix des conditions de sollicitations par rapport aux conditions réelles d'utilisation des pièces de la turbine du TP400 et du SaM146.

Le choix des conditions de sollicitations est illustré sur ces graphiques par les lignes vertes. Deux contraintes maximales sont fixées à 1050 MPa et 800 MPa. La contrainte maximale de 1050 MPa correspond au maximum de la contrainte permettant de couvrir le domaine de sollicitation des moteurs et de rester dans le domaine élastique pour les températures d'essai choisies. La contrainte de 800 MPa correspond au minimum des contraintes maximales atteintes dans les zones critiques des pièces d'une turbine haute pression. Deux rapports de charge sont également définis : $R = -0,25$ et $R = 0,05$. Cela correspond à l'utilisation de trois amplitudes de contrainte différentes : $\Delta\sigma/2 = 380$ MPa, 500 MPa et 656 MPa et permet de couvrir efficacement les niveaux de contraintes atteint dans la turbine. Les essais seront menés à trois températures différentes qui sont assimilées aux températures minimales, moyennes et maximales auxquelles sont soumises les pièces d'une turbine : 200°C, 450°C et 550°C. Le chargement sera appliqué à une fréquence de 2 Hz suivant un cycle sinusoïdal ou bien avec un temps de maintien. L'ensemble des conditions de sollicitation fixées est résumé dans le tableau B-1.

$\sigma_{\max}$ (MPa)	R	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	T (°C)	f (Hz)	cycle
1050	0,05	656	550	2	sinus
800	-0,25	500	450	-	avec temps de maintien
		380	200		

Tableau B-1. Résumé des conditions de sollicitations fixées.

Le nombre de conditions de sollicitation étant très important, nous nous focaliserons au cours de cette étude sur quelques conditions particulières encadrées en rouge dans le tableau B-1. Nous testerons ainsi les deux contraintes maximales fixées mais à un seul rapport de charge $R = 0,05$. Nous nous consacrerons aussi à une seule température : 550°C qui devrait être la température la plus nocive. Les essais seront réalisés sans temps de maintien. L'exploitation des résultats concernera donc, dans cette étude, uniquement les essais effectués pour ces conditions de sollicitation. SNECMA a néanmoins testé des éprouvettes soumises aux autres conditions de chargement. Il serait intéressant en perspective d'exploiter et de comparer les résultats obtenus pour toutes les conditions de sollicitations fixées et notamment celles avec temps de maintien qui semblent plus représentatives des conditions de service réelles des pièces d'une turbine haute pression.

B.1.1.6. Procédure d'essais

Les essais sont réalisés sur une machine de fatigue hydraulique MTS pouvant appliquer une force maximale de 100 kN. Le PID (Proportionnel Intégral Dérivé) de la machine est réglé à chaque début de campagne d'essais de manière à ce que le cycle réel de chargement appliqué soit le plus proche possible du cycle théorique à appliquer. Une vérification de l'alignement, c'est-à-dire de la coaxialité et de la concentricité des lignes d'amarrage est effectuée chaque semaine ou bien après avoir testés deux ou trois éprouvettes. La procédure d'alignement des lignes d'amarrage est décrite en annexe.

Le four utilisé est un four à résistance. La température sur l'échantillon a été étalonnée selon les normes ASTM. Trois thermocouples ont été placés au cœur d'une éprouvette KBr dont la zone utile a été percée de trois trous selon le plan de la figure B-6 (a) représentant la partie utile de l'éprouvette. Pour obtenir une température de 550°C au cœur de l'éprouvette, il est nécessaire d'appliquer une température de consigne de 557°C au four. Celui-ci chauffe à

une vitesse de 300°C/h et il est nécessaire d'attendre au moins une heure, une fois la température de consigne atteinte, pour que la température dans l'éprouvette soit stabilisée.

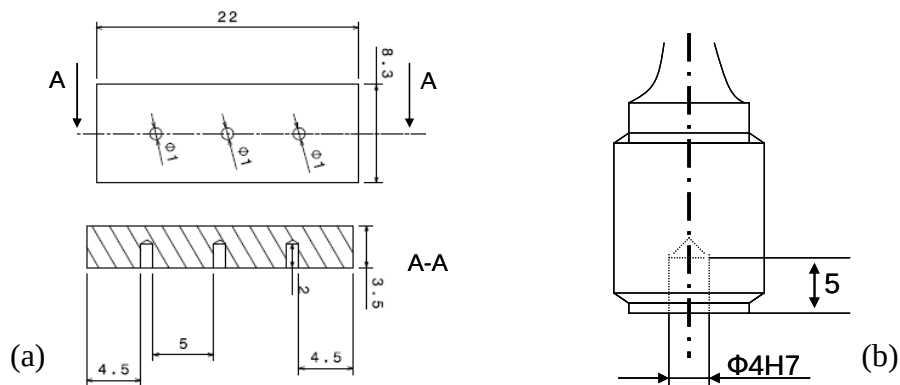


Figure B-6. Plan de la zone utile de l'éprouvette de calibration de la température (a) et des trous de centrage des éprouvettes (b).

On peut noter que le montage de l'éprouvette sur la machine a nécessité la réalisation de trous de centrage sur les têtes des éprouvettes. Ces trous ont été usinés selon le plan de la figure B-6 (b). La procédure d'essai consiste à monter l'éprouvette sur la machine de fatigue, installer les équipements nécessaires au suivi électrique de la propagation, puis démarrer le four et attendre que la température soit stabilisée pour lancer le cyclage. Le critère d'arrêt de l'essai peut être choisi pour correspondre à un nombre de cycle déterminé ou bien à la rupture de l'éprouvette.

B.1.2. Mesure de la différence de potentiel

B.1.2.1. Principe

Lors des essais, un outil spécifique permet de suivre la propagation des fissures s'amorçant à partir des anomalies de surface. Il s'agit de la méthode de la différence de potentiel. Dans notre étude, l'objectif est d'utiliser cette technique de manière à établir la part d'amorçage et suivre en temps réel la micropropagation et la propagation d'une fissure. Le principe de la mesure consiste à faire passer un courant continu dans l'éprouvette et à mesurer le potentiel électrique de part et d'autre d'une fissure. Lorsque la fissure se propage, la section non fissurée de l'éprouvette se réduit et donc sa résistance électrique augmente. Par conséquent, la différence de potentiel, entre la mesure au dessus et en dessous de la fissure, augmente. Il est alors possible de relier la longueur de la fissure avec la différence de potentiel mesurée à l'aide d'une courbe de calibration adaptée.

L'application principale de cette technique est le suivi de la propagation d'une fissure en mode I, particulièrement dans les cas où le suivi optique ou par complaisance d'une fissure n'est pas possible. En effet, cette méthode est reconnue pour sa reproductibilité, sa fiabilité et sa stabilité. Néanmoins, d'autres applications ont été développées et sont rapportées dans la littérature. Andersson et al. [AND06] utilisent notamment cette technique pour mesurer l'ouverture d'une fissure. Ils comparent les résultats obtenus avec cette technique par rapport aux méthodes de complaisance et de capture d'image sous MEB. Ils montrent que la différence de potentiel augmente au fur et à mesure que la fissure s'ouvre jusqu'à atteindre un palier pour une fissure totalement ouverte. La détection de l'ouverture de la fissure n'a, cependant, pas toujours été possible. En effet, dans le cas de la présence d'une couche d'oxyde isolante sur les lèvres de la fissure, la méthode de différence de potentiel n'a pas

permis de détecter l'ouverture de la fissure. Andersson et al. concluent tout de même que, lorsque la détection est possible, la mesure est fiable en comparaison avec la capture d'image sous MEB. Evans et al. [EVA97] montrent aussi de bonnes corrélations entre les méthodes de mesure de différence de potentiel, de jauge de déformation et de répliques pour caractériser la fermeture d'une fissure.

Cette technique a également été dérivée par Sato et al. [SAT12] pour la visualisation de fissures multiples. Dans cette étude, un outil permet de déplacer les points de mesure du potentiel et ainsi de balayer la surface d'un échantillon contenant des fissures. Un évènement particulier de mesure de potentiel est détecté au passage d'une fissure. A l'aide d'un logiciel d'analyse des résultats mis au point au cours de leur travail, les auteurs cartographient de manière assez précise la position des fissures en surface d'un échantillon. Comme l'illustre la figure B-7, une étude approfondie du seuillage des données est nécessaire pour améliorer la précision de la détection des fissures. Il apparaît également difficile de visualiser des petites fissures situées proche d'autres fissures plus importantes.

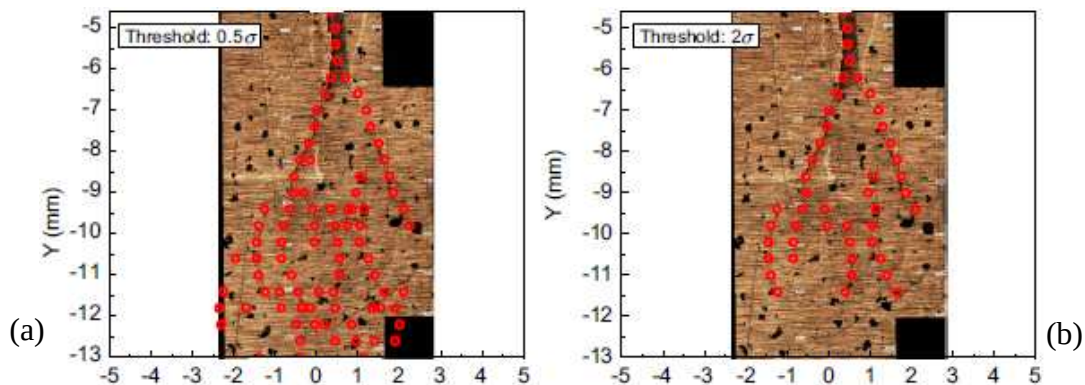


Figure B-7. Résultat de la détection des fissures par la technique de mesure du potentiel avec un seuillage faible (a) et important (b) [SAT12].

Ghajar [GHA04] cherche quant à lui à évaluer l'effet de l'interaction entre plusieurs fissures dans la mesure de la différence de potentiel. Il introduit des équations relativement simples pour prendre en compte cet effet et calculer un nouveau paramètre censé mesurer l'interaction entre les fissures. La théorie proposée est d'obtenir la différence de potentiel d'une fissure centrale entourée de 2 autres fissures en fonction de la différence de potentiel de la même fissure dans le cas où elle est unique, de la profondeur des fissures voisines et de leur distance avec la fissure centrale. L'opération est alors répétée dans le cas de 5, 7, 9, ... fissures. Il est montré que l'interaction entre les fissures, sur la mesure de potentiel, augmente lorsque les fissures voisines sont proches et profondes. On peut cependant regretter que cet effet sur la précision de la mesure ne soit pas quantifié.

Spitas et al. [SPI08] montrent aussi que la méthode de différence de potentiel peut être appliquée au suivi de la propagation d'une fissure en mode II. Dans ce cas, la différence de potentiel indique non seulement la longueur de la fissure mais également son inclinaison. Spitas et al. comparent alors le résultat d'une modélisation numérique avec une calibration expérimentale par suivi optique et à l'aide d'échantillons coupés artificiellement, pour valider le suivi d'une fissure se propageant sous chargement de cisaillement en mode II. Ils proposent ensuite [SPI10] d'ajouter un troisième point de mesure, selon le schéma de la figure B-8, pour déterminer avec précision la longueur et l'inclinaison de la fissure.

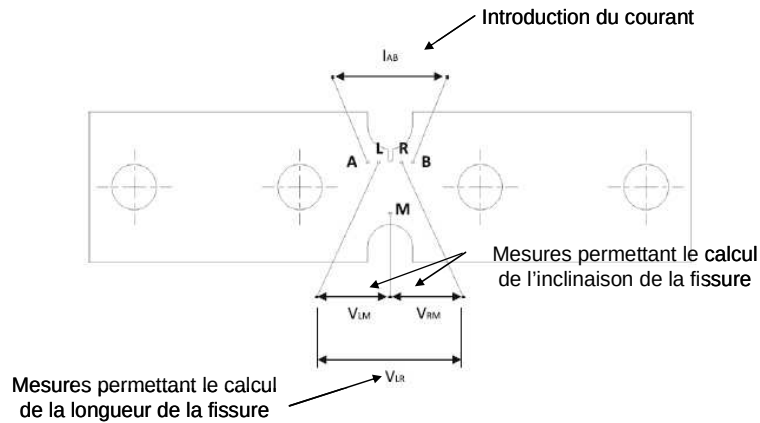


Figure B-8. Ajout d'un 3ème point de mesure du potentiel (point M) pour la détermination de l'inclinaison d'une fissure se propageant en mode II [SPI10].

La technique de mesure de la différence de potentiel que nous utilisons dans cette étude est la technique DCPD (Direct Current Potential Drop) appliquant un courant continu dans l'éprouvette. Il existe des techniques utilisant d'autres types de courant pour mesurer une différence de potentiel de part et d'autre d'une fissure. Dans sa thèse, Sposito [SPO09] évalue de manière complète l'applicabilité de l'ensemble de ces techniques à la détection de fissures. On peut notamment citer la technique ACPD (Alternative Current Potential Drop), utilisée par exemple par Abbadi et al. [ABB11] ou et al. Collins [COL92], qui soumet les éprouvettes fissurées à un courant alternatif. Du fait de l'application d'un courant alternatif, celui-ci est concentré principalement juste sous la surface du matériau testé. Ceci est provoqué par un effet de peau, bien connu dans tous les matériaux conducteurs. La profondeur de pénétration du courant δ (ou profondeur de la peau) peut être déterminée par la formule suivante :

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

Où f est la fréquence d'injection du courant, μ la perméabilité magnétique et σ la conductivité électrique du matériau. La différence avec la technique d'injection continue du courant (DCPD) vient du fait que dans le cas DCPD, l'injection du courant doit se faire suffisamment loin de la zone inspectée pour obtenir un courant uniforme dans la pièce. Ainsi, le principal avantage de la technique ACPD réside dans le fait qu'un plus faible courant suffit pour obtenir des différences de potentiel importantes. Sposito et al. [SPO10] proposent une technique innovante pour calibrer cette technique par une méthode numérique simple en évitant une modélisation 3D complexe et chronophage. Le principe est d'utiliser un modèle à géométrie réduite simulant un courant direct (DCPD) sur une pièce d'épaisseur t inférieure à l'épaisseur T de la pièce réelle. On simule ainsi uniquement l'épaisseur affectée par le passage du courant alternatif. Le courant est donc uniforme dans cette épaisseur t , ce qui est cohérent avec la simulation d'un courant direct (DCPD). Cela revient donc à supprimer la partie grisée de l'éprouvette illustrée sur la figure B-9.

Sato et al. [SAT07] ont développé une technique dérivée de l'ACPD pour l'application à des pièces de structures. Elle se base sur l'induction électromagnétique et est nommée ICPD (Induced Current Potential Drop). Le principe est d'utiliser une bobine à induction qui permet la création du courant dans une pièce sans contact direct. Dans leur étude, ils testent cette technique pour la détection de fissures dans un tube creux. La résolution de cette technique lui permet de détecter des fissures de longueur 2 mm.

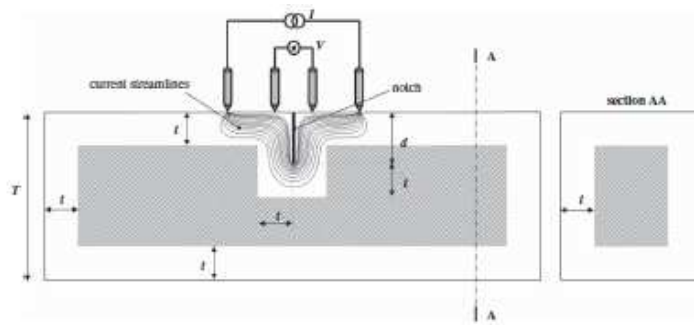


Figure B-9. Simulation d'une géométrie réduite pour calibrer la méthode ACPD [SPO10].

B.1.2.2. Mise en place du montage expérimental

Nous avons choisi, dans notre cas, d'utiliser la méthode DCPD pour suivre la propagation des fissures à partir des anomalies de surface. Cette technique est régulièrement utilisée au sein du laboratoire de l'ENSMA et a aussi déjà été mise en œuvre sur les essais réalisés par SNECMA. Ce choix nous permet donc de reproduire la méthodologie d'essais développée par SNECMA et de profiter du savoir faire initial des équipes techniques de SNECMA et de l'ENSMA. La première étape du travail a été de mettre en place le montage expérimental permettant les mesures électriques de différences de potentiel.

Pour cela, un suiveur électrique multivoie a été acquis de manière à pouvoir suivre simultanément la propagation de fissures s'amorçant sur les deux anomalies de surface présentes dans une éprouvette. Ce suiveur est le MPF4 08 de la marque Discaptelec. Il permet une utilisation de quatre voies de suivi de potentiel au maximum. L'introduction du courant se fait par crénneau, de manière à éviter un échauffement de l'éprouvette qui pourrait perturber les mesures de potentiel et fausser l'exploitation des résultats. Ce phénomène a notamment été mis en évidence par Baudin et Policella [BAU78] qui ont alors, par la suite, proposé ce type d'introduction du courant par crénneau. Un courant continu d'intensité 1A est appliqué. Cette intensité relativement faible a été choisie par rapport au diamètre des fils de potentiel utilisés. En effet, ces derniers sont des fils de platine de diamètre 0,1 mm. Le choix de ce diamètre extrêmement fin est dicté par le besoin d'un positionnement très précis des fils de potentiel. Cela engendre néanmoins la nécessité de contrôler l'intensité du courant introduit pour que son passage dans les fils de potentiel n'entraîne pas un échauffement trop important. Un autre désavantage réside dans la fragilité de ces fils dont la manipulation doit être très précautionneuse pour éviter toute rupture intempestive.

La fixation des fils de potentiel (illustré sur la figure B-2) autour des anomalies est réalisée par soudure par point. Nous nous sommes donc équipés d'une nouvelle machine permettant ce type d'application. Le dispositif GDC 300 NG de Soudax Equipements est parfaitement adapté pour cela. Ce générateur à décharge de condensateurs permet de délivrer une puissance maximale de 300 J sur des temps de décharges entre 5 ms et 9 ms. L'association de cette machine avec un crayon à souder permet de déclencher la soudure par application d'une pression réglable, jusqu'à 5 daN, sur le crayon. Une pince à mors souples permet de relier l'éprouvette à la masse électrique de la machine de manière simple et rapide. La position des points de soudure est repérée par l'introduction de points de dureté Vickers. Il est en effet possible de positionner ces points de dureté avec une précision de l'ordre du micromètre par rapport aux anomalies de surface. Une force très faible de 10kg est appliquée de manière à ne pas créer d'indentations trop profondes qui pourraient s'avérer plus nocives que les rayures ou les chocs présents dans l'éprouvette. Il est toutefois nécessaire de pouvoir visualiser correctement ces indentations lors de l'opération de soudure. Les indentations

créées ont un diamètre d'environ $150\text{ }\mu\text{m}$ et une profondeur d'environ $20\text{ }\mu\text{m}$. La profondeur minimale des anomalies étudiées étant de $50\text{ }\mu\text{m}$, il semble raisonnable de penser que ces indentations ne seront pas plus nocives que les anomalies de surface de l'étude.

Pour des problématiques de facilité de mise en œuvre de la soudure par point, nous avons choisi de placer les points de soudure à une distance de $800\text{ }\mu\text{m}$ de part et d'autre du centre de l'anomalie dans le cas d'une rayure et à une distance de $1050\text{ }\mu\text{m}$ dans le cas d'un choc, comme l'illustre la figure B-10. En effet, du fait de la largeur des anomalies et de la déformation en surface autour d'elles, il apparaît difficile de réaliser un positionnement plus proche des anomalies. On peut aussi noter que les points de soudure sont positionnés dans l'axe du centre de l'anomalie. La réalisation de la soudure s'effectue une fois que l'éprouvette est montée sur la ligne d'amarrage inférieure de la machine de fatigue. Un microscope binoculaire, installé de manière à visualiser la surface de l'éprouvette, aide à positionner les fils de potentiel au niveau des points de dureté dans le but de réaliser un point de soudure le plus précis possible. La précision du positionnement dépend tout de même largement de l'habileté de l'utilisateur. Nous pouvons, dans notre cas, obtenir un positionnement des fils de potentiel avec une précision de l'ordre de $100\text{ }\mu\text{m}$.

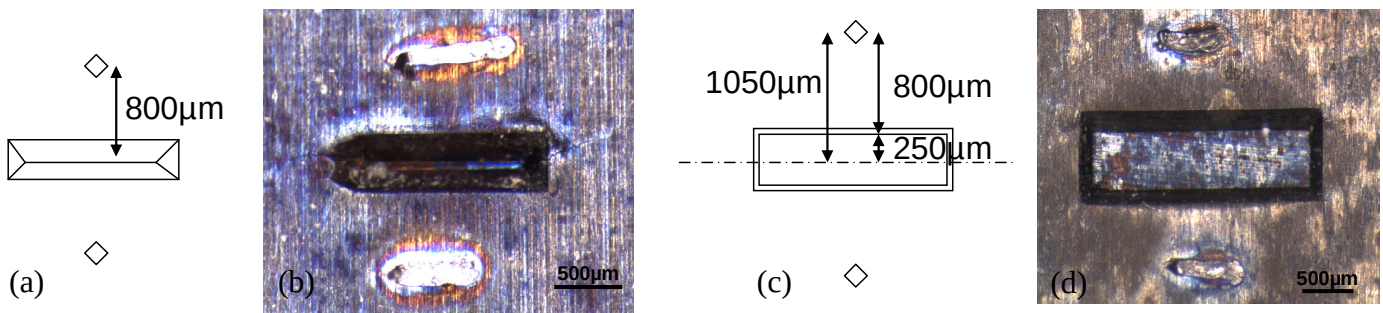


Figure B-10. Schéma du positionnement des points de soudure de part et d'autre d'une rayure (a) et d'un choc (c). Photo après essai des points de soudure autour d'une rayure (b) et d'un choc (d).

La maîtrise de la puissance de la soudure par points est un enjeu essentiel de cette technique. En effet, il a déjà été observé que les points de soudure peuvent constituer un site d'amorçage privilégié de fissures de fatigue. Comme on peut le visualiser sur la figure B-11, Cerny [CER11] a ainsi constaté des amorçages intempestifs sous points de soudure dans un alliage d'aluminium V95. Cerny observe ce type d'amorçage sous des fils soudés par points mais également soudés de manière classique.



Figure B-11. Photo d'un amorçage de fissure de fatigue sous un point de soudure [CER11].

SNECMA a également constaté des amorçages sous points de soudure lors des essais préliminaires à cette étude. Ces cas concernaient principalement des rayures de faible profondeur (25 μm) et une température d'essais de 200°C. Une analyse microstructurale nous a permis de constater que l'utilisation d'une puissance de soudure abusive conduit à de fortes déformations de la microstructure dans une zone proche du point de soudure. La figure B-12 illustre en effet la présence d'une zone d'environ 60 μm en surface autour des points de soudure où les grains sont fortement déformés. L'observation d'une vue en coupe d'un point de soudure (cf. figure B-13) permet également de s'apercevoir de l'absence de particules de phase δ dans une zone d'environ 50 μm sous un point de soudure. On peut penser que la température atteinte localement dans cette zone est supérieure au solvus de la phase δ , ce qui entraîne une remise en solution des particules de cette phase. Ces constatations confirment qu'un point de soudure peut être nocif pour la tenue en fatigue du matériau. Il apparaît donc évident que la puissance de la soudure doit être maîtrisée dans le but de ne pas endommager de manière trop importante la microstructure de l'Inconel 718DA. Pour cela, nous avons cherché à déterminer la valeur de la puissance qui conduit à une bonne fixation des fils de potentiel tout en limitant la taille de la zone affectée et l'ampleur des déformations introduites. Nous réalisons les soudures à une puissance de 25 W.s^{-1} avec un temps de décharge long d'une durée de 9 ms.

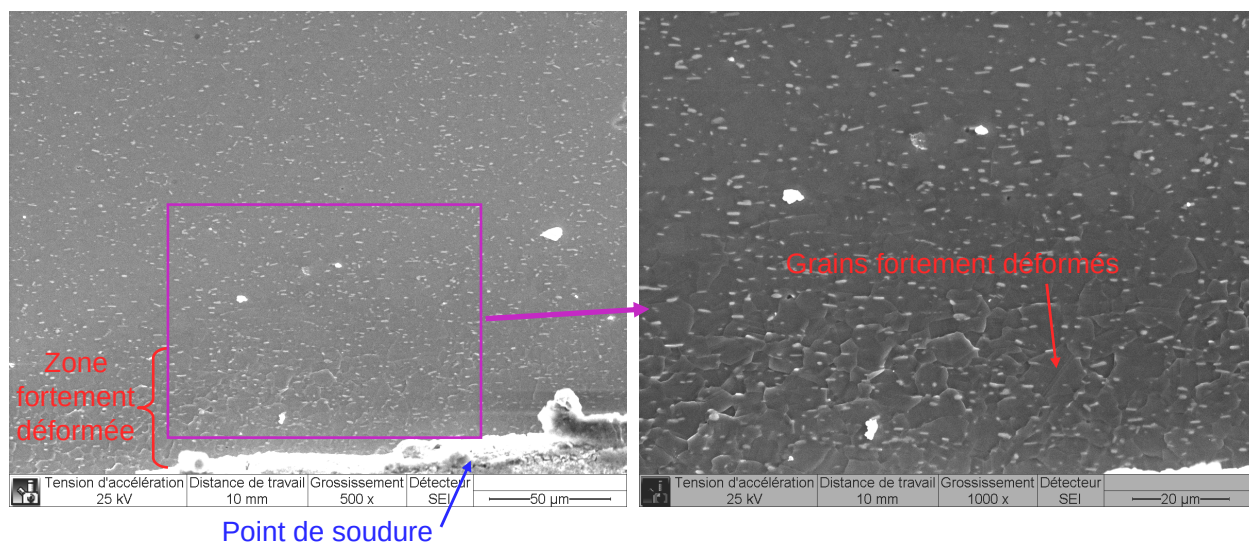


Figure B-12. Vues de dessus des déformations engendrées par la soudure par point.

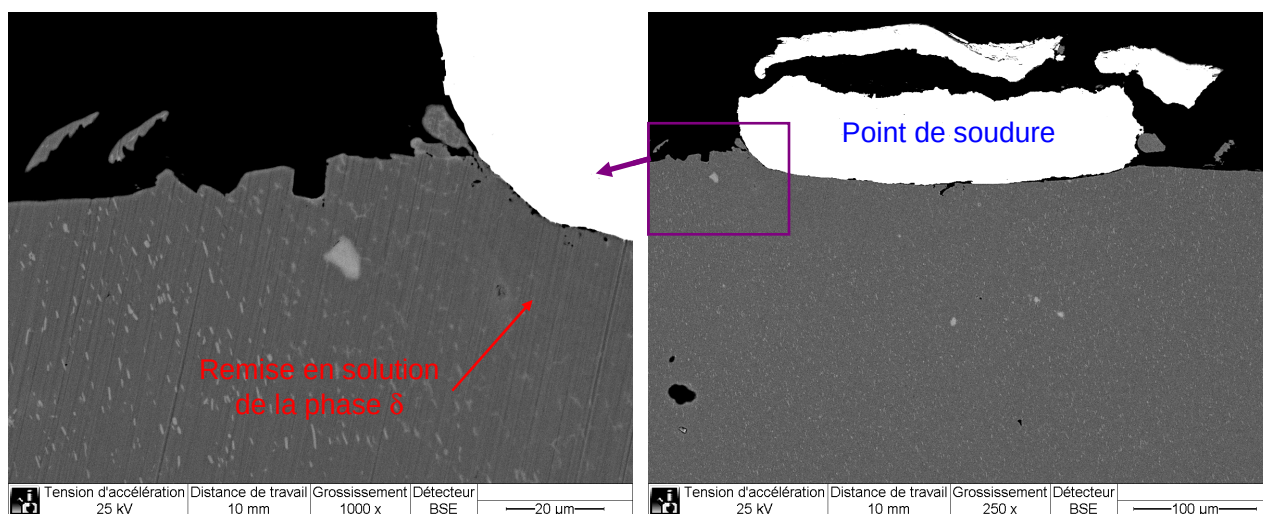


Figure B-13. Vues de profil d'un point de soudure : illustration de la remise en solution de la phase δ .

L'utilisation d'une technique de suivi électrique de la propagation a également nécessité de travailler sur l'isolation électrique des équipements. Les fils de potentiel sont isolés électriquement par une gaine isolante. Celle-ci est tressée en fibre de silice et présente l'avantage de posséder une très bonne souplesse ainsi qu'un faible coefficient de dilatation thermique. Un diamètre intérieur de 1mm est parfaitement adapté dans notre cas. Ce produit nous est fourni par l'entreprise Favier.

Le travail d'isolation électrique des lignes d'amarrage s'est révélé plus complexe. Les composants permettant l'isolation électrique étant situés proche du four, il est nécessaire qu'ils présentent également une bonne résistance thermique. Ce n'est pas le cas du céleron qui a été choisi pour isoler électriquement les lignes d'amarrage. Il a donc été nécessaire de concevoir une pièce intermédiaire qui permet de rallonger les lignes d'amarrage et d'éloigner du four les composants d'isolation électrique. Cette pièce, visible sur la figure B-14, n'a été introduite que sur la ligne d'amarrage supérieure qui est exposée de manière plus importante aux échauffements thermiques dus à la proximité du four.

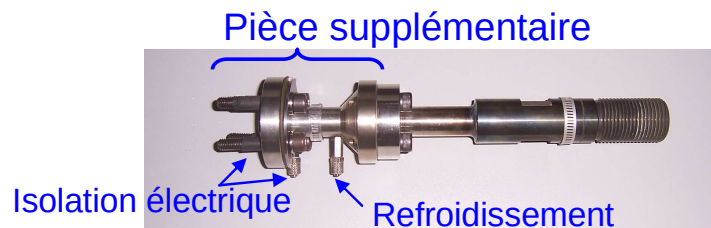


Figure B-14. Photo de la pièce supplémentaire permettant de rallonger la ligne d'amarrage supérieure.

L'isolation électrique doit aussi être réalisée de manière adéquate au niveau de l'acquisition des mesures. Il apparaît en effet primordial de limiter au maximum le bruit électrique parasite dans le but d'optimiser la sensibilité de la mesure. Pour cela, une carte d'acquisition, d'une fréquence de 10 Hz et d'une précision de l'ordre du microvolt, a été utilisée. Son utilisation nous permet de découpler l'acquisition des mesures de potentiel de la machine de fatigue qui applique le chargement mécanique et génère parfois un bruit électrique parasite important. Une attention particulière a également été portée à l'isolation des câbles d'acquisition. Ces efforts nous ont permis de limiter le bruit de la mesure à 1 ou 2 mV.

B.1.2.3. Calibration : méthodes analytiques et analogiques

La problématique la plus importante de l'utilisation de la technique de suivi de la différence de potentiel est la détermination d'une courbe de calibration la plus précise possible. Cette courbe relie la différence de potentiel mesurée à la longueur de la fissure. On peut noter qu'on utilise pour cela une différence de potentiel V normée par une différence de potentiel de référence V_{ref} de manière à s'affranchir de la dépendance aux propriétés électriques du matériau et à la valeur du courant d'entrée. De nombreuses études ont été entreprises dans le but de calibrer cette technique. On distingue les calibrations se basant sur des techniques expérimentales, numériques ou bien sur des calculs analytiques ou encore sur des méthodes analogiques.

Les calibrations analytiques cherchent souvent à résoudre le problème électrique en deux dimensions. Il s'agit alors de déterminer le potentiel électrique Φ qui, pour un flux constant de courant, obéit à l'équation de Laplace (B-2) :

$$\nabla^2 \Phi = 0 \quad (B-2)$$

Avec un flux de courant J donné par :

$$J\rho = -grad(\Phi) \quad (B-3)$$

où ρ est la résistivité électrique du matériau.

Johnson [JOH65] a été le premier à fournir une solution analytique à cette équation applicable au cas simple d'une éprouvette à section rectangulaire de largeur $2W$ comme illustré sur la figure B-15 :

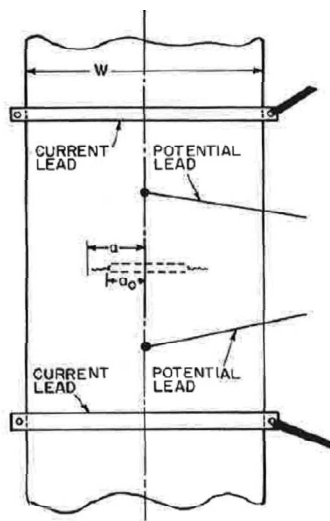


Figure B-15. Configuration géométrique d'une éprouvette pour la solution de Johnson [JOH65].

Johnson relie le potentiel $V(a)$ d'une fissure de longueur ' a ' normé par le potentiel de référence $V(a_0)$ de la fissure initiale de longueur a_0 , de la manière suivante :

$$\frac{V(a)}{V(a_0)} = \frac{\cosh^{-1}\left(\frac{\cosh \pi y / 2W}{\cosh \pi a / 2W}\right)}{\cosh^{-1}\left(\frac{\cosh \pi y / 2W}{\cosh \pi a_0 / 2W}\right)} \quad (B-4)$$

Dans cette équation, ' y ' correspond à la distance entre la fissure et les points de mesure du potentiel. Johnson montre une bonne corrélation de cette calibration analytique avec une calibration expérimentale par suivi optique. Il met également en évidence une influence importante de la présence d'une entaille initiale semi elliptique sur la calibration.

De nombreux auteurs utilisent cette formulation analytique pour calibrer le suivi de la différence de potentiel. Cerny [CER01, CER04] l'applique notamment pour déterminer une calibration sur des éprouvettes tubulaires. Etant donné que la formule de Johnson est valable sur des éprouvettes à section rectangulaire, il divise la section en anneau de son éprouvette tubulaire en 2 éprouvettes plates et courbes ayant la même section rectangulaire. La largeur de ces sections est la même que celle du tube et leur longueur W est déterminée pour conserver la même surface totale comme l'illustre la figure B-16 (a). La comparaison avec la calibration expérimentale, visible sur la figure B-16 (b), est satisfaisante. Une correction dV peut être appliquée à la courbe théorique. Elle correspond à la valeur théorique de la différence de potentiel au moment où la mesure expérimentale commence à détecter la présence d'une fissure.

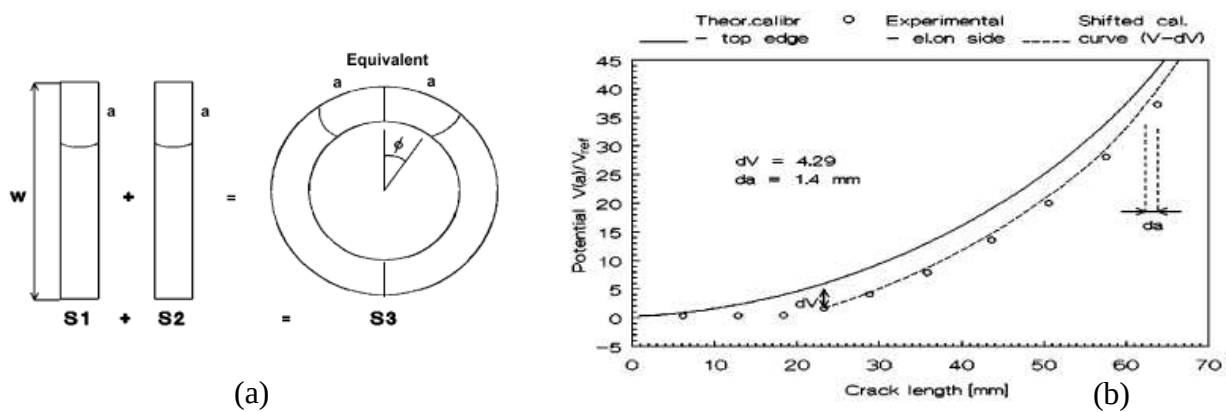


Figure B-16. Approximation géométrique d'une section en anneau en deux sections rectangulaires (a). Résultat de la calibration analytique (b) [CER04].

Schwalbe et Hellman [SCH81] cherchent à démontrer que la calibration des trois types d'éprouvettes les plus communément utilisées (CCT, SEN et CT) en fatigue peut être très bien traitée par la seule calibration analytique proposée par Johnson. Ces auteurs montrent, tout d'abord, que la formulation de Johnson est très satisfaisante pour la calibration des éprouvettes CCT. La longueur de fissure est alors directement obtenue en résolvant l'équation de Johnson :

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \frac{\cosh(\pi y / 2W)}{\cosh\left\{ (V(a) / V(a_0)) \cosh^{-1} [\cosh(\pi y / 2W) / \cos(\pi a_0 / 2W)] \right\}} \quad (B-5)$$

Ils remarquent ensuite qu'une éprouvette CCT coupée en 2 parties symétriques, sur sa hauteur, permet d'obtenir 2 éprouvettes SEN (cf. figure B-17). Les auteurs affirment qu'il apparaît cohérent de traiter une éprouvette SEN comme la moitié d'une CCT par rapport à la distribution du potentiel. Leurs résultats montrent encore une fois une très bonne concordance avec les résultats expérimentaux. De plus, ils assimilent également une éprouvette CT comme une éprouvette SEN de faible hauteur (cf. figure B-17). Il apparaît toutefois nécessaire de vérifier l'homogénéité du courant dans l'éprouvette CT pour pouvoir appliquer l'équation de Johnson.

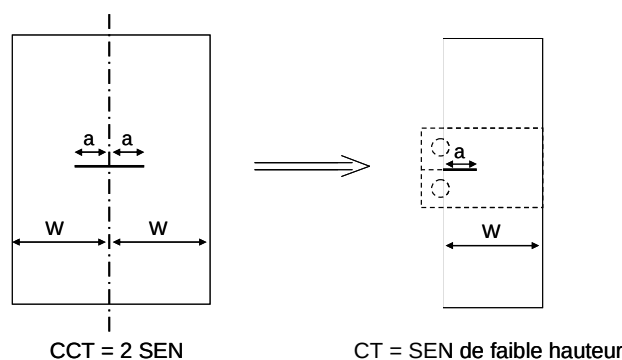


Figure B-17. Similitude entre éprouvettes CCT, SEN et CT [SCH81].

D'autres auteurs utilisent des transformations conformes pour relier analytiquement la mesure de différence de potentiel à la longueur d'une fissure. Ces transformations permettent, après une série d'opérations, de se retrouver dans un cas géométrique où une solution simple au problème électrique peut être trouvée. Clark et Knott [CLA75] utilisent ainsi cette méthode pour calibrer la technique de suivi du potentiel d'une fissure à partir d'entailles de formes

différentes. Dans cet article, on considère la situation d'un flux de courant électrique en 2D dans un conducteur isotrope homogène. Dans ce cas, on peut donc envisager que le conducteur a dans le plan $z = x + iy$ une frontière correspondant à la courbe $k = f(z)$ comme l'illustre le schéma (a) de la figure B-18. La frontière $k = f(z)$ est un exemple de ligne où le potentiel est constant. Pour évaluer le potentiel le long de la surface du conducteur, on peut transformer le plan $z = x + iy$ en un plan $\lambda = \varepsilon + i\eta$ où les lignes de potentiel constant correspondent aux lignes où η est constant comme sur le schéma (b) de la figure B-18.

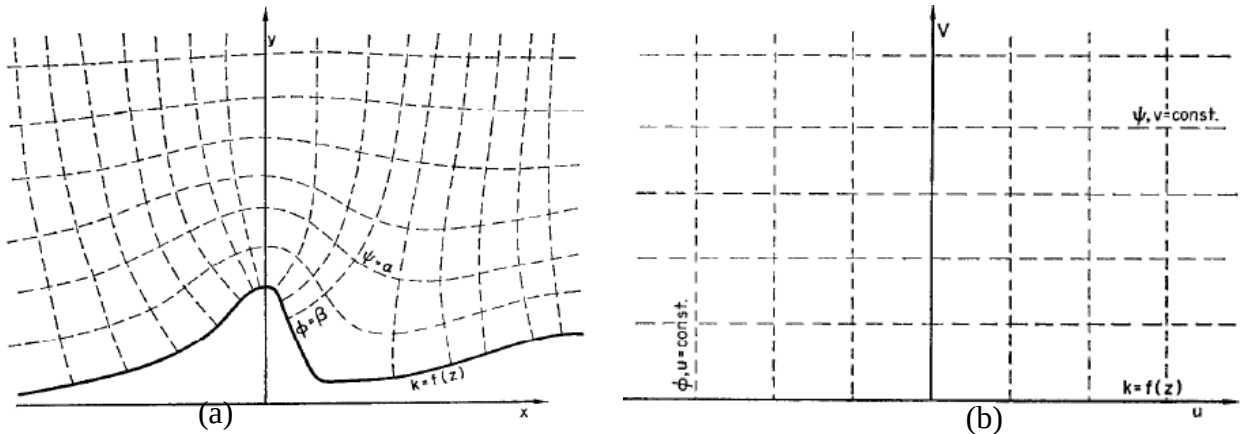


Figure B- 18. Illustration du principe des transformations conformes [CLA75].

Clark et Knott utilisent cette procédure pour déterminer des calibrations analytiques pour des entailles semi circulaires, semi elliptiques ou en V comme l'illustre la figure B-19. Les calibrations obtenues sont valables dans le cas où les points de mesure du potentiel sont placés sur les bords de l'entaille en surface de l'éprouvette. Cela engendre une forte dépendance de la courbe de calibration à la géométrie de l'entaille comme le montre la figure B-20. La corrélation avec les résultats expérimentaux dans le cas d'une entaille en V semble néanmoins satisfaisante dans cette configuration.

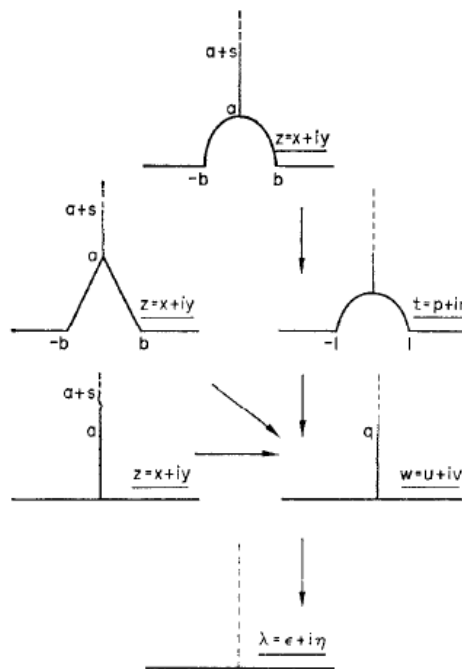


Figure B-19. Opérations de transformation conforme pour la calibration d'entailles semi circulaires, semi elliptiques ou en V [CLA75].

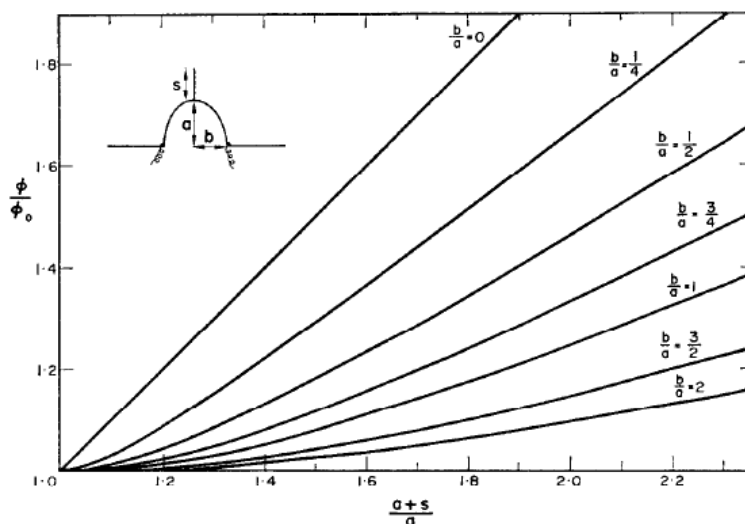


Figure B-20. Influence de la géométrie d'une entaille semi elliptique sur la courbe de calibration de la technique du suivi de potentiel [CLA75].

Green et al. [GRE88] utilisent, quant à eux, la transformation conforme de Schwarz-Christoffel pour trouver une calibration analytique dans le cas de fissures dans un corps semi infini se propageant suivant un angle quelconque α . Ces travaux mettent en valeur la complexité d'application de ces transformations conformes. Comme pour les solutions théoriques, l'application de ces solutions analytiques semble limitée uniquement aux configurations géométriques simples. Ce constat a amené certains auteurs à développer des techniques de calibrations analogiques du suivi de la différence de potentiel.

Deux techniques principales de calibration analogique ont été développées. La première consiste à utiliser une cuve rhéoélectrique pour simuler les conditions de mesure du potentiel sur une éprouvette. Baudin et Policella [BAU79] décrivent cette méthodologie pour étalonner les mesures électriques. Le principe est d'utiliser une analogie rhéoélectrique pour simuler les conditions de mesure du potentiel sur éprouvette. On utilise une cuve qui représente la partie utile de l'éprouvette dans un rapport de similitude donné et le milieu conducteur est de l'eau (cf. figure B-21).

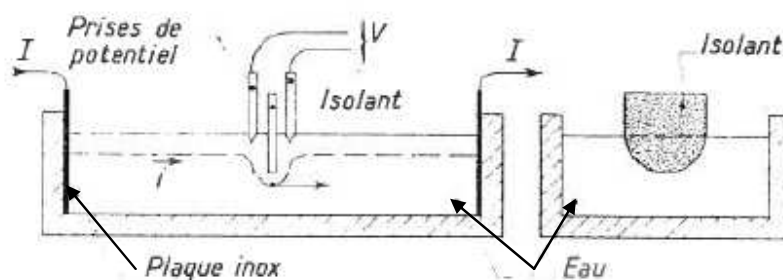


Figure B-21. Schéma d'une cuve rhéoélectrique [BAU79].

Pour définir les conditions électriques, on suppose qu'aux extrémités de la partie utile, les sections de l'éprouvette sont équipotentielles, c'est-à-dire non affectées par la présence d'une fissure au centre de l'éprouvette. On définit donc les conditions aux limites suivantes :

- Le potentiel V est constant ($V=Cte$) aux sections extrêmes ;
- Les faces libres et la surface fissurée sont isolées.

La cuve est donc réalisée en matière isolante (en plexiglas par exemple), avec des plaques conductrices aux extrémités (en acier inoxydable par exemple) où l'arrivée de courant sera installée (et où on aura $V=Cte$). La fissure est alors simulée par une plaque en matière plastique (donc isolante) placée au centre de la cuve. La mesure de potentiel peut être réalisée par deux tiges de laiton légèrement immergées de part et d'autre de la « fissure ». L'eau utilisée est l'eau courante, sa stabilité est suffisante car la mesure est de courte durée. De plus, la variation éventuelle de mesure qu'elle génère est compensée par l'utilisation d'une tension de référence V_{ref} . You et Knott [YOU83] choisissent de remplacer l'eau par une solution aqueuse de chlorure de potassium, qui est un conducteur électrique, dans le but d'obtenir une meilleure stabilité. En utilisant des plaques isolantes de différentes longueurs et formes, pour simuler une fissure, on obtient une courbe de calibration de la méthode du suivi de la différence de potentiel. On peut en outre comparer le résultat expérimental de la mesure obtenue sur éprouvette et le résultat de la calibration dans la cuve, pour retrouver la forme du front de fissure. La forme de la cuve peut également être modifiée pour adapter la technique à la calibration d'éprouvettes cylindriques ou tubulaires. Cette méthode de calibration des mesures électriques ouvre donc une large gamme de possibilités à l'expérimentateur avec une mise en œuvre relativement simple.

La seconde méthode analogique, largement employée dans la littérature, consiste à faire passer un courant dans un papier conducteur et à simplement couper ce papier pour simuler la présence d'une fissure. Cette méthode se base sur l'hypothèse que le champ de potentiel est uniquement affecté par le profil de l'éprouvette. Hicks et Pickard [HIC82] utilisent ainsi une feuille d'aluminium aux dimensions d'une éprouvette (avec un facteur 10) pour reproduire l'évolution de la distribution de potentiel au fur et à mesure que l'on coupe la feuille pour simuler la propagation d'une fissure. Green et al. [GRE88] utilisent aussi cette méthode avec du papier graphite pour calibrer la mesure de potentiel autour d'une fissure de forme complexe non rectiligne. Cette méthode permet également à Ritchie et al. [RIT71] d'optimiser la position des fils d'introduction du courant et des points de mesure du potentiel en visualisant les champs de potentiels électriques sur du papier graphite. Elle présente néanmoins l'inconvénient de se limiter à un phénomène en deux dimensions et ne permet donc pas de représenter l'aspect tridimensionnel du champ électrique. Les comparaisons avec les techniques de calibration expérimentales semblent tout de même généralement satisfaisantes.

B.2. Simulation numérique du suivi de potentiel

B.2.1. Principe

La calibration numérique est une méthode relativement aisée à mettre en œuvre et qui permet de rendre compte du problème en trois dimensions. Elle est de plus particulièrement souple au niveau du choix de la géométrie de l'éprouvette et de la forme du front de fissure. Son utilisation est particulièrement appréciée pour réaliser une étude de la précision, reproductibilité, sensibilité et « mesurabilité » de la technique de mesure de différence de potentiel en fonction de la configuration géométrique. On précise que la « mesurabilité » peut être définie comme la capacité de mesure du signal par rapport au bruit ou aux dérives électriques.

Les techniques de calibration numérique sont nombreuses. Généralement, on cherche à modéliser le problème électrique réel, dans un logiciel éléments finis, en modélisant l'éprouvette dans la configuration géométrique de l'étude et en tenant compte des éventuelles

symétries. La propagation de la fissure est alors simulée soit par des techniques de remaillage à chaque nouvelle position et forme de la fissure ou bien par des méthodes de relâchement de nœuds. On peut noter que la modélisation pourra être en deux ou trois dimensions. Gandossi et al. [GAN01] évaluent la précision de ces deux types de modélisation pour la calibration du suivi de la différence de potentiel. Ils mettent en évidence l'importance d'une calibration du problème tridimensionnel pour l'obtention d'une meilleure précision des résultats. En effet, comme l'illustre la figure B-22, le modèle 2D prédit des longueurs de fissure 15 à 20% plus importantes que le modèle 3D. Ce dernier est, en revanche, en très bonne corrélation avec les mesures expérimentales obtenues après essais en sectionnant l'éprouvette et en mesurant la longueur de la fissure présente. L'écart entre la courbe de calibration 3D et les points expérimentaux est en moyenne de 5% et seuls trois points présentent un écart de plus de 10% alors que la courbe 2D surestime de 15 à 30% la profondeur de la fissure. Bien que l'écart entre une simulation 2D et 3D dépende certainement de la géométrie du modèle, il apparaît donc judicieux d'utiliser une modélisation 3D pour obtenir la meilleure précision possible dans la mesure de la longueur d'une fissure.

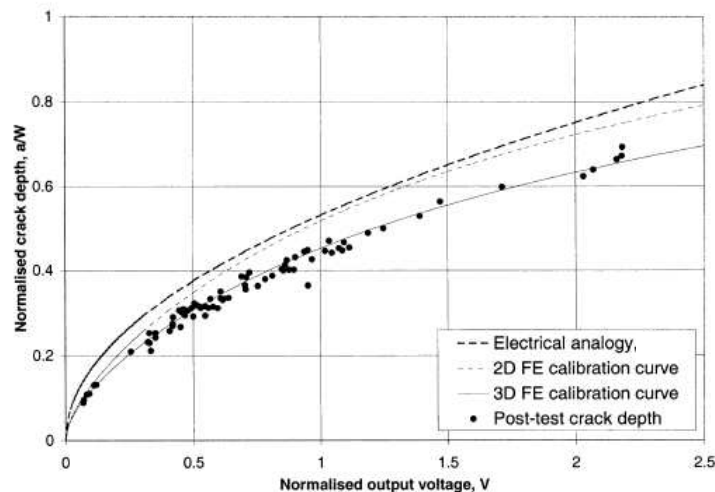


Figure B-22. Comparaison des calibrations numériques en 2D et en 3D menées par Gandossi et al. [GAN01].

Dans le cas où le logiciel utilisé ne permet pas la modélisation du modèle électrique réel, on peut utiliser des analogies avec des problèmes mécaniques ou thermiques comme le montrent Hicks et al. dans leurs travaux [HIC82]. Des logiciels spécifiques à ce type d'analyse peuvent ainsi être exploités. Par exemple, dans le cas de l'analogie avec un problème thermique, le courant électrique est remplacé par un flux de chaleur et la conductivité électrique par les coefficients de transferts de chaleur adaptés. L'évolution de la longueur d'une fissure modifie alors le flux de chaleur à travers l'éprouvette et la différence de potentiel peut être corrélée à la température qui est mesurée de part et d'autre de la fissure. En comparant les résultats avec une calibration expérimentale par marquages mécaniques, Hicks et al. démontrent qu'une bonne précision de la courbe de calibration est obtenue par ce type d'analyse numérique.

Un outil de calibration numérique a été développé dans notre étude. La facilité de mise en œuvre du calcul par éléments finis en fait un outil particulièrement adapté pour la réalisation d'une analyse paramétrique et ainsi améliorer la connaissance et la maîtrise de la méthode de suivi de la différence de potentiel. La résolution du problème électrique est menée par le solveur ABAQUS couplé à un script python. Ce dernier contrôle le calcul et permet à l'utilisateur de choisir la configuration géométrique étudiée. De cette manière, il est possible

de modifier, à chaque pas de calcul, la forme et la position du front de fissure. Des cas de propagation complexes peuvent ainsi être pris en compte. Des simulations de cas de multi fissuration ou de propagation dans plusieurs plans ont par exemple été conduites.

L'outil numérique développé modélise uniquement la partie utile d'une éprouvette KBr avec une anomalie de surface en son centre. La figure B-23 illustre la modélisation mise en place. Les résultats de la littérature nous ont amenés à utiliser exclusivement une modélisation en trois dimensions. Le plan de propagation est défini au centre de l'anomalie de surface. Les points de mesure du potentiel sont des disques situés en surface et positionnés de manière symétrique de part et d'autre du plan de propagation. On détermine le potentiel sur chacune de ces zones en moyennant la valeur du potentiel sur l'ensemble des éléments de ces disques. Les points d'introduction du courant sont également des disques situés sur la face avant de l'éprouvette mais loin du plan de propagation. Le script python mis en place actualise le maillage à chaque pas de calcul, c'est-à-dire que, du fait de la nouvelle position et forme de la fissure, le maillage précédent est écrasé et un nouveau maillage est généré à chaque pas du calcul. On peut noter qu'aucun chargement mécanique n'est appliqué sur ce modèle. La propagation de la fissure est entièrement déterminée par l'utilisateur qui fixe les positions et formes successives de la fissure à analyser. Les conditions aux limites du modèle correspondent donc à l'injection du courant dans l'éprouvette. Un courant de surface est appliqué au niveau du point d'introduction du courant situé à l'extrémité haute du modèle alors que celui situé à l'extrémité basse correspond à la masse électrique.

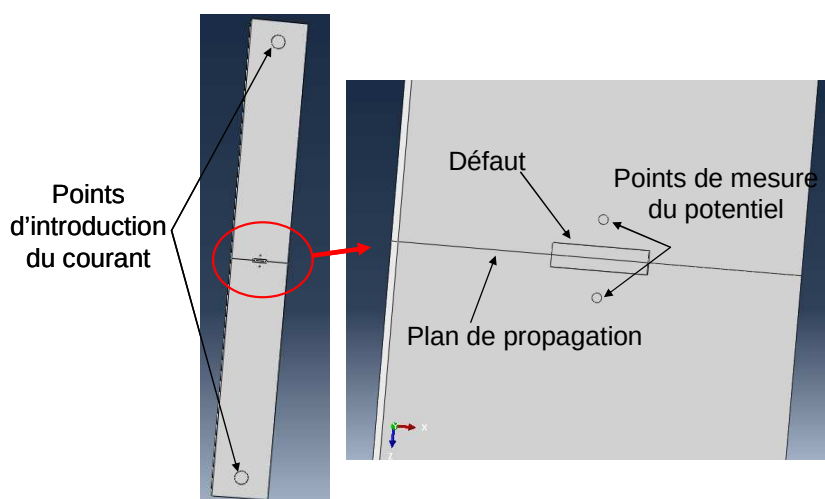


Figure B-23. Configuration géométrique de la modélisation numérique mise en place.

Le seul paramètre d'entrée nécessaire au calcul est la conductivité électrique du matériau. Dans le cas de l'Inconel 718DA, sa valeur est de 833 S.mm^{-1} à température ambiante [NIC95].

B.2.2. Analyse paramétrique : paramètres peu ou pas influents

L'outil numérique mis en place a permis de mener une analyse paramétrique de la technique de mesure de la différence de potentiel. Certains paramètres se sont révélés peu ou pas influents sur la mesure. Ils sont présentés ici.

B.2.2.1. Sensibilité au maillage

Le maillage du modèle développé est composé d'éléments tétraédriques DC3D4E. Ce sont des éléments linéaires à 4 nœuds associés aux calculs électriques ou thermiques. Comme

dans toute analyse numérique par éléments finis, il est dans un premier temps nécessaire de vérifier la sensibilité du modèle à la taille des éléments. Gandossi et al. [GAN01] mettent en effet en valeur le besoin de raffiner le maillage en pointe de fissure. Ritchie et Bathe [RIT79] constatent également un écart entre les courbes de calibration expérimentales et numériques qu'ils attribuent à l'utilisation d'un maillage assez grossier. La convergence des résultats en fonction de la taille du maillage a été analysée. Nous nous sommes particulièrement intéressés à la taille du maillage en pointe de fissure et au niveau des points de mesure du potentiel. La figure B-24 (a) démontre qu'une taille de maillage de 400 μm au niveau de la pointe de la fissure est suffisante pour obtenir un résultat stabilisé du calcul. Le résultat est considéré comme stable lorsque la différence entre les valeurs calculées n'excède pas 1,5%. La taille des éléments au niveau des points de mesure du potentiel ne semble en revanche pas exercer une influence importante sur la mesure. En effet, le calcul semble stable même pour une taille grossière de maillage de 1mm au niveau des points de mesure. Une taille très fine de 10 μm n'engendre pas non plus de différences supérieures à 1,5% dans les profondeurs de fissure déterminées.

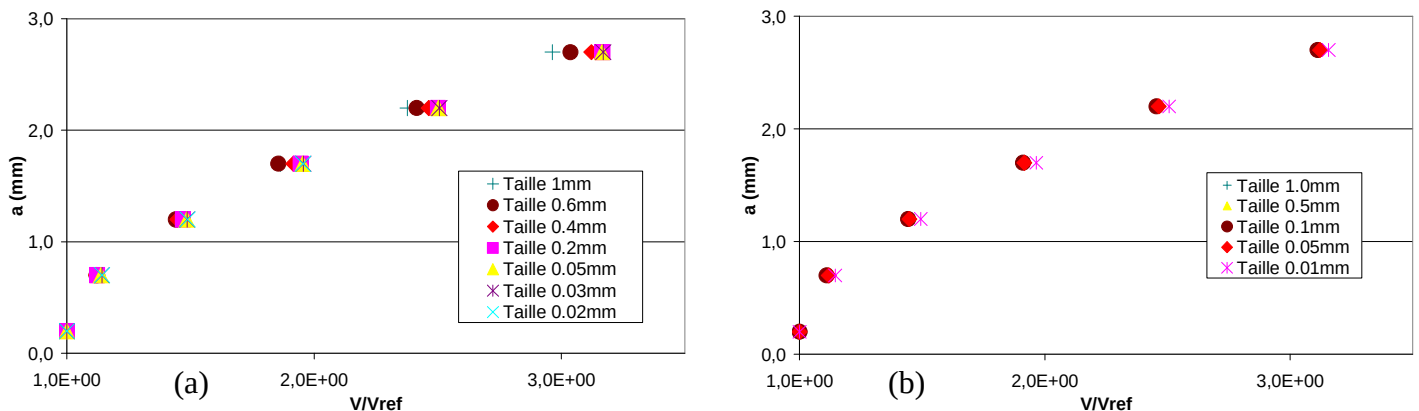


Figure B-24. Influence de la taille des éléments du maillage en pointe de fissure (a) et au niveau des points de mesure (b).

Il a été choisi d'utiliser une taille de maillage de 400 μm autour de l'anomalie et en pointe de fissure et de 50 μm au niveau des points de mesure. Le temps de calcul n'étant pas influencé par la taille des éléments au niveau des points de mesure, nous avons privilégié une taille d'éléments assez fine. La taille de 400 μm fixée autour de la fissure permet d'optimiser la précision par rapport au temps de calcul relativement faible. Le maillage obtenu autour de l'anomalie est présenté sur la figure B-25. C'est ce maillage qui sera utilisé pour l'ensemble des calculs dont les résultats sont analysés dans la suite de l'étude.

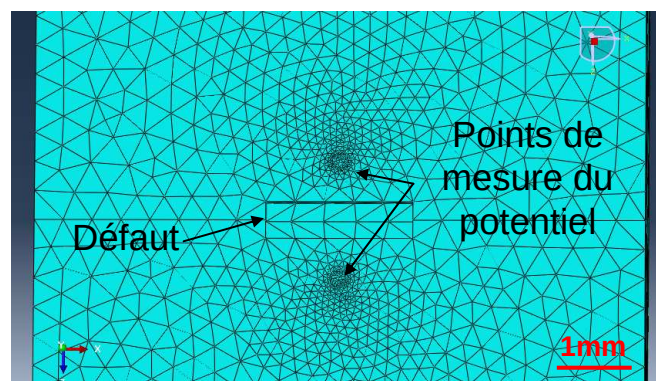


Figure B-25. Maillage utilisé autour de l'anomalie et des points de mesure du potentiel.

B.2.2.2. Valeur d'entrée du courant et propriété du matériau

Il a déjà été mentionné que l'on peut s'affranchir de la valeur d'entrée du courant et des propriétés électriques du matériau en utilisant une différence de potentiel normée V/V_{ref} dans la courbe de calibration. Cette raison pousse tous les auteurs à établir leur courbe de calibration en fonction d'une différence de potentiel normée. Cette affirmation peut être prouvée mathématiquement. En effet, nous avons déjà évoqué que la résolution du problème électrique correspond à la résolution de l'équation de Laplace (B-2) avec un flux de courant J donné par l'équation (B-3). Pour rappel :

$$\nabla^2 V = 0 \quad (\text{B-2})$$

$$J\rho = -\text{grad}(V) \quad (\text{B-3})$$

où ρ est la résistivité électrique du matériau.

La résolution de ces équations dépend notamment des conditions aux limites géométriques du potentiel électrique. Les constantes mises en jeu sont donc des constantes géométriques ainsi que la résistivité électrique du matériau. L'utilisation d'une différence de potentiel normée V/V_{ref} fait donc disparaître ces constantes. La courbe de calibration ne dépend donc pas des propriétés électriques du matériau.

On peut également montrer mathématiquement que la courbe de calibration ne dépend pas non plus de la valeur d'entrée du courant. La différence de potentiel V mesurée de part et d'autre de la fissure correspond à une tension et obéit donc à la loi d'Ohm. Cette dernière relie la tension électrique U à la résistivité R et au courant I entre deux points de la manière suivante :

$$U = R.I \quad (\text{B-6})$$

Le courant imposé I étant constant, il apparaît donc que la différence de potentiel normée correspond au rapport entre la résistivité R , qui dépend de la longueur de la fissure, et la résistivité initiale R_{ref} :

$$\frac{V}{V_{\text{ref}}} = \frac{R}{R_{\text{ref}}} \quad (\text{B-7})$$

Elaborer une calibration en fonction d'une différence de potentiel normée nous permet aussi de nous affranchir de l'effet de la température qui influence la résistivité électrique du matériau. Il n'est donc pas nécessaire de connaître les propriétés électriques du matériau pour chaque température d'essais. Cependant, cela est valable uniquement si la température est homogène dans la zone de mesure, c'est-à-dire dans la zone utile de l'éprouvette. En effet, l'existence d'un gradient de température ne serait pas prise en compte par l'utilisation de V/V_{ref} . Le temps de stabilisation de la température dans l'éprouvette est, par conséquent, absolument indispensable pour assurer une bonne précision des mesures.

B.2.2.3. Surface de contact des points de mesure

L'influence de la surface de contact des points de mesure du potentiel ne semble pas étudiée dans la littérature. Cela se justifie par le fait qu'expérimentalement, elle dépend uniquement du type de sonde de potentiel utilisée et de la méthode de positionnement de ces sondes. Dans notre étude, on soude par point des fils de platine de 100 μm de diamètre. Les points de potentiel obtenu par cette technique ont un rayon de 100 μm en moyenne. Nous nous intéressons ici particulièrement à l'impact du rayon des points de mesure. L'analyse de l'influence de ce paramètre semble intéressante pour estimer s'il est nécessaire de travailler sur la méthode de fixation des fils de potentiel dans le but d'améliorer la précision de la mesure.

L'influence du rayon des points de mesure est analysée sur le graphique B-26. Il apparaît que ce paramètre n'a qu'une influence très limitée sur la mesure du potentiel puisqu'une différence maximale de 2% est observée entre les valeurs minimales et maximales des rayons testés : respectivement 100 μm et 800 μm . Il semble qu'un rayon plus fin augmente légèrement la mesure de la différence de potentiel. Ce paramètre ayant peu d'influence, nous choisissons de reproduire, dans les simulations numériques, le rayon de 100 μm des points de mesure obtenus expérimentalement.

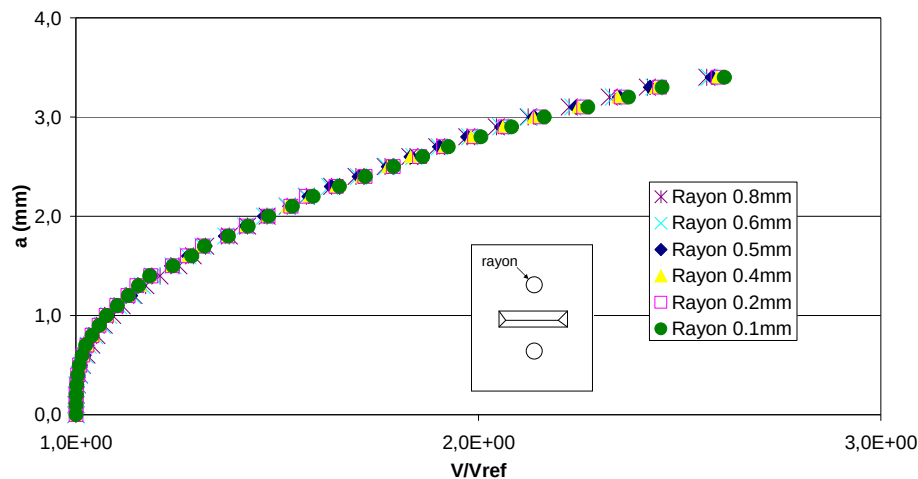


Figure B-26. Influence du rayon des points de mesure du potentiel.

On note que l'influence de la forme de la surface de contact des points de mesure n'a pas été étudiée ici. Ce travail constitue une perspective importante car, expérimentalement, les points de soudure présentent plutôt une forme elliptique que circulaire.

B.2.2.4. Position des points d'introduction du courant

Dans le modèle numérique, les points d'introduction du courant sont positionnés loin du plan de propagation dans le but d'obtenir un courant uniforme dans la section de l'éprouvette avant et après l'anomalie. Cet éloignement nous assure qu'une modification de position de ces points d'introduction ne perturbe pas la mesure du potentiel. Ce point a intéressé quelques auteurs qui cherchent à déterminer la position optimale de l'introduction du courant pour améliorer la sensibilité de la mesure. Ritchie et al. [RIT71] utilisent notamment une méthode analogique pour obtenir les champs de potentiel électrique en fonction de la position des points d'introduction du courant sur du papier graphite représentant une éprouvette SEN. Il visualise ainsi la perturbation du champ électrique proche de la fissure lorsque l'introduction du courant est située trop proche du plan de propagation. Les résultats de Ritchie et al. sont résumés sur la figure B-27.

Aronson et al. [ARO79] étudient aussi l'influence de la position des points d'introduction du courant sur la sensibilité de la mesure du potentiel dans une éprouvette CT. Ils étudient deux configurations : dans la première, l'introduction se fait sur la face avant de l'éprouvette, dans la seconde, elle se fait sur les faces supérieures et inférieures. Leur travail met en lumière la perte de sensibilité et de reproductibilité de la mesure lorsque les points de mesure du potentiel sont situés proche de l'introduction du courant. Cela s'explique par le fait que le champ électrique n'est pas uniforme dans la section de l'éprouvette au niveau des zones d'introduction du courant. Il est donc indispensable de s'assurer d'un éloignement suffisant des points d'introduction du courant par rapport aux zones de mesures du potentiel.

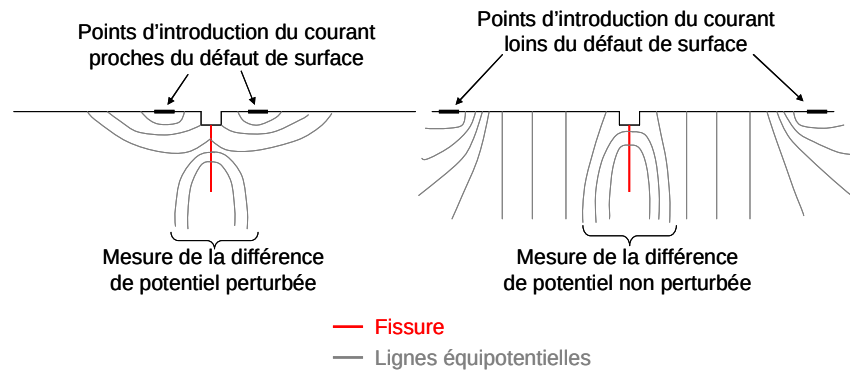


Figure B-27. Illustration de l'influence de la position des points d'introduction du courant sur la mesure de la différence de potentiel.

Dans notre configuration, on détecte numériquement une influence de la position de l'introduction du courant lorsque la distance qui la sépare du plan de propagation est inférieure à 6 mm. On peut en effet visualiser cette perte de sensibilité de la mesure du potentiel sur la figure B-28 (a) au fur et à mesure que la distance entre le plan de propagation et le centre des points d'introduction du courant se réduit. La figure B-28 (b) illustre le fait qu'on obtient des lignes équipotentielles uniformes dans la section de l'éprouvette à une distance d'environ 4,5 mm de la zone d'introduction du courant. Cela explique pourquoi la perte de sensibilité est détectée pour des distances inférieures à 6 mm. Cette distance dépend par ailleurs de la taille de la zone d'introduction du courant. En effet, plus cette zone sera importante, plus la distance nécessaire à l'uniformisation du champ électrique sera grande. Cela a également été observé par Ritchie et al. [RIT71], qui observent expérimentalement une influence de l'aire de contact. Ils recommandent donc de visser le point d'introduction du courant de manière à toujours retrouver la même surface de contact. Dans notre modélisation, nous positionnons toujours les points d'introduction du courant aux extrémités de la zone utile de l'éprouvette. A cette position, la surface de contact de ces points n'a pas d'influence sur la mesure. Numériquement, nous avons toujours simulé une zone d'introduction du courant sous la forme d'un disque de rayon 1 mm. Dans notre montage expérimental, on positionne les points d'introduction du courant sur les lignes d'amarrage de la machine de fatigue. On peut donc être sûr que cette configuration de position et de contact de la zone d'introduction du courant n'influence aucunement la mesure de la différence de potentiel.

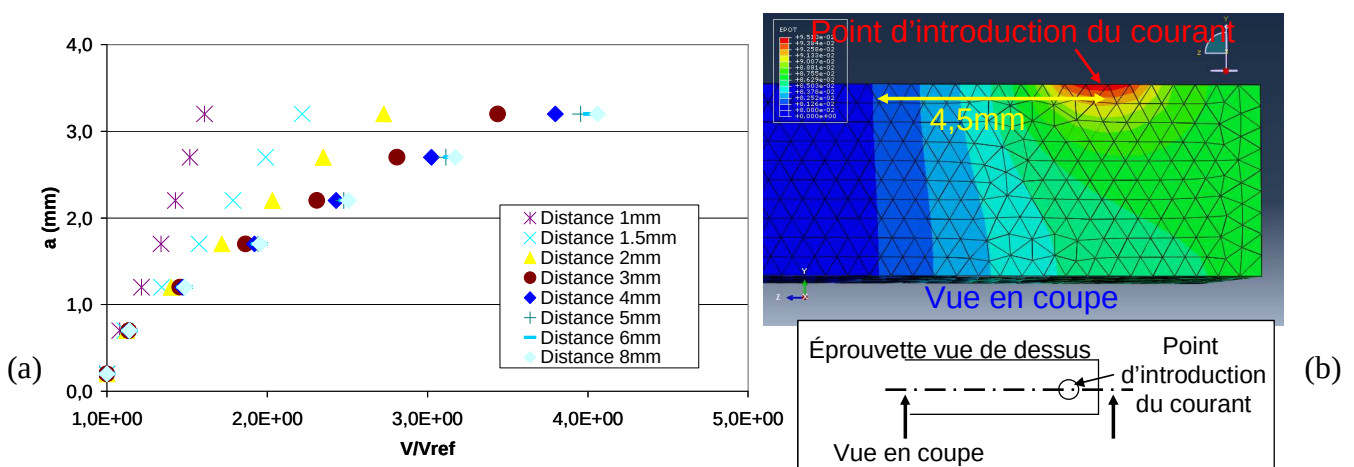


Figure B-28. Influence de la distance entre les points d'introduction du courant et le plan de propagation
(a). Illustration de la distance nécessaire pour obtenir un champ électrique uniforme depuis le point d'introduction du courant (b).

B.2.2.5. Présence de 2 anomalies

Deux anomalies sont introduites dans chaque éprouvette et suivies par la méthode de la différence du potentiel. Il a été vérifié par SNECMA par calcul éléments finis que la distance de 6 mm entre les deux anomalies est suffisante pour éviter toute interaction des champs de contrainte autour de ces anomalies. Cependant, il semble également nécessaire de vérifier l'interaction électrique entre eux. Les simulations numériques indiquent que le champ électrique initial, c'est-à-dire sans présence de fissure, autour d'une anomalie est perturbé par la présence d'une autre anomalie lorsque la distance qui les sépare est inférieure ou égale à 2 mm. La figure B-29 (a) illustre ainsi le fait qu'une distance de 6 mm est suffisante pour éviter toute interaction des champs électriques autour d'eux. Ce fait a aussi été vérifié en présence de fissures d'une longueur jusqu'à 3 mm. La configuration géométrique des essais menés ici est donc adaptée au suivi de la propagation par mesure de la différence de potentiel sur deux anomalies. La figure B-29 (b) illustre, en revanche, la perturbation des champs électriques entre deux anomalies distantes d'1mm et avec des fissures de 2 mm amorcées à partir de ces deux anomalies.

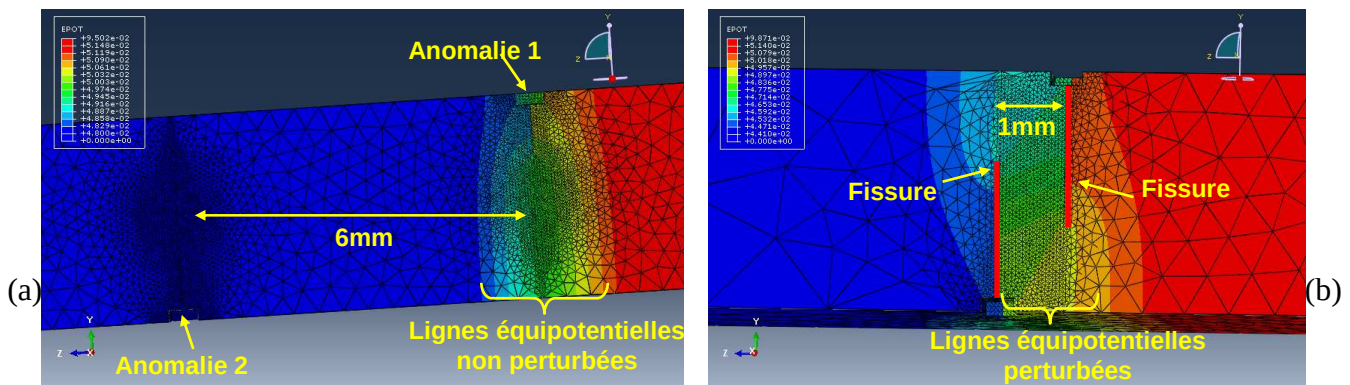


Figure B-29. Pas d'interaction des champs électriques autour de 2 anomalies distantes de 6mm (a). Perturbation importante des champs électriques pour des anomalies distantes de 1mm avec présence de fissures de 2mm en fond des anomalies (b).

B.2.3. Analyse paramétrique : paramètres influents de 1^{er} ordre

L'analyse paramétrique a révélé que certains paramètres exercent une influence très importante sur la mesure de la différence de potentiel. Il s'avère donc indispensable de connaître ces paramètres et quantifier leur influence. Ce travail devrait nous permettre d'acquérir une meilleure maîtrise de la mesure et ainsi de choisir les conditions permettant la meilleure sensibilité, reproductibilité et précision de la mesure.

B.2.3.1. Géométrie de l'éprouvette et présence d'une anomalie

Il apparaît évident que la géométrie de l'éprouvette de l'étude est un facteur de premier ordre sur la mesure du champ électrique. En effet, celui-ci n'aura pas la même forme et le flux électrique évolue en fonction de la géométrie dans laquelle le courant est injecté. C'est la raison pour laquelle nous modélisons la géométrie exacte de l'éprouvette. En revanche, il est suffisant de simuler uniquement la partie utile de l'éprouvette car sa taille permet de laisser une distance convenable entre la zone d'introduction du courant et le plan de propagation de manière à obtenir un champ électrique uniforme autour des anomalies de surface.

La modélisation de ces anomalies de surface semble également importante. En effet, leur présence modifie la différence de potentiel V_{ref} initiale et modifie ainsi la courbe de

calibration. On vérifie numériquement que la simulation d'une fissure de même profondeur et longueur en surface que l'anomalie résulte en une valeur différente du potentiel. Il n'est donc pas possible de modéliser l'anomalie de surface comme une fissure. Ritchie et al. [RIT79] ont également observé ce phénomène. En effet, ils réalisent la calibration du suivi de potentiel en introduisant des entailles de plus en plus profondes dans l'éprouvette et en mesurant la différence de potentiel pour chaque profondeur. Les résultats qu'ils obtiennent sont différents de ceux déterminés par éléments finis en simulant des fissures de même longueur. Ils expliquent cela par le fait qu'une entaille possède une hauteur en surface non négligeable par rapport à celle d'une fissure qui est considérée comme infinitésimale. Cette hauteur serait donc responsable de la différence entre une mesure sur une entaille et une fissure de même profondeur et longueur en surface. Il apparaît donc plus adapté de réaliser les courbes de calibration numérique des anomalies de surface en modélisant la géométrie réelle de ces anomalies.

B.2.3.2. Position des points de mesure

La position des points de mesure est le paramètre le plus étudié dans la littérature par les auteurs utilisant la technique de suivi de la différence de potentiel. Cette analyse semble essentielle pour déterminer la position permettant d'obtenir la meilleure sensibilité et reproductibilité de la mesure.

Clark [CLA75] et Baudin et al. [BAU78] étudient l'influence de la position des points de mesure par des formulations analytiques de la différence de potentiel. Ils concluent que la sensibilité de la mesure augmente lorsque l'on rapproche les points de mesure de la fissure. Clark met en évidence le fait que la plus grande sensibilité est obtenue lorsque la mesure est effectuée de part et d'autre de la pointe de la fissure ou de l'entaille. Néanmoins, cette position résulte en une très mauvaise reproductibilité des mesures. En effet, on peut visualiser sur la figure B-30 que, dans ce cas, une faible modification de la position des points de mesure engendre une différence importante de sensibilité et donc de mesure. Il recommande par conséquent de positionner les points de mesure en surface de l'éprouvette mais au plus proche de l'entaille ou de la fissure, c'est-à-dire à la position $b = 0$ sur le graphique de la figure B-30.

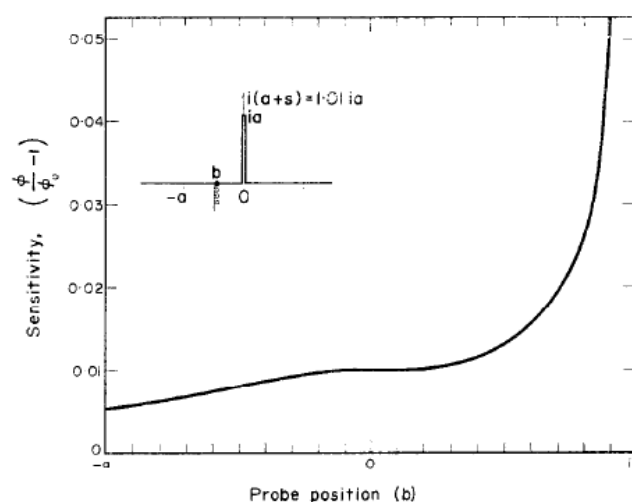


Figure B-30. Evolution de la sensibilité de la mesure de différence de potentiel en fonction de la position des points de mesure [CLA75].

Aronson et al. [ARO79] cherchent aussi à obtenir le meilleur rapport entre sensibilité et reproductibilité de la mesure sur une éprouvette CT. Ils testent pour cela deux configurations d'introduction du courant et font varier la position des points de mesure pour chaque configuration.

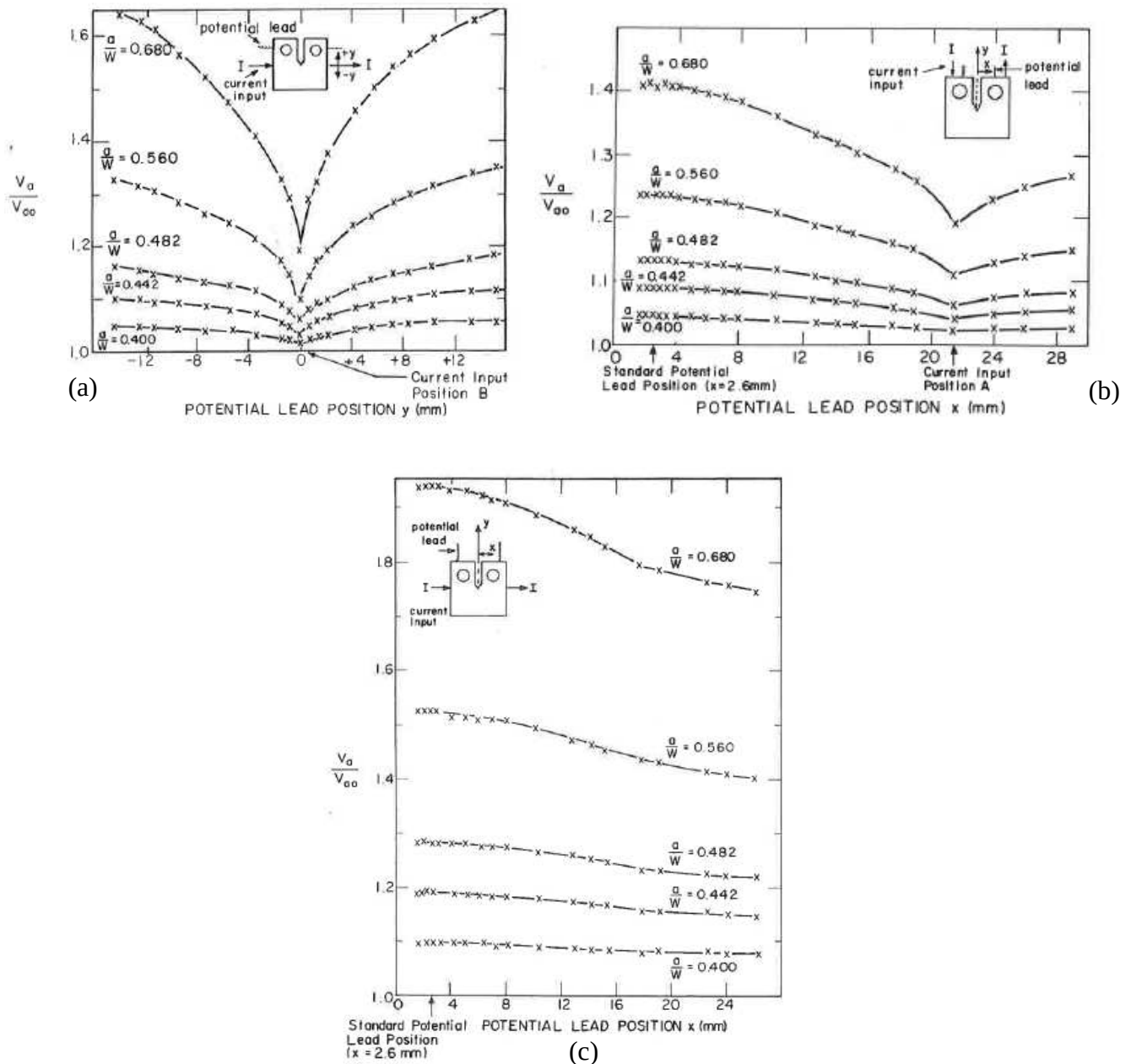


Figure B-31. Evaluation de la sensibilité et de la reproductibilité de la mesure de différence de potentiel en fonction de la position des points d'introduction du courant et de mesure du potentiel d'après les travaux d'Aronson et al. [ARO79].

La figure B-31 (b) présente le résultat de leur étude de sensibilité dans le cas où les points de mesure du potentiel et d'injection du courant sont placés sur la face avant de l'éprouvette. Il apparaît que la meilleure sensibilité et reproductibilité est obtenue pour des points de mesure positionnés le plus proche possible de l'entaille. Les résultats de la configuration où l'introduction du courant et la mesure sont réalisées sur les faces supérieures et inférieures de l'éprouvette, sont présentés sur la figure B-31 (a). Il est visible que la

meilleure sensibilité est obtenue lorsque les points de mesure du potentiel sont placés aux extrémités de l'éprouvette. Cependant, cette position ne permet pas d'assurer une bonne reproductibilité des mesures. C'est d'ailleurs le point faible de cette configuration puisque aucune position de la mesure ne permet d'assurer une reproductibilité satisfaisante. Les auteurs ont alors testé une troisième configuration dont les résultats sont présentés sur le graphique de la figure B-31 (c). Ils laissent l'introduction du courant au milieu des faces supérieures et inférieures de l'éprouvette mais positionnent les points de mesure sur la face avant. Dans ce cas, on constate une sensibilité plus importante que dans la première configuration et une aussi bonne reproductibilité lorsque les points de mesure sont situés proches de l'entaille. Cependant, la représentation du potentiel normé se révèle trompeuse puisque, dans cette dernière configuration, les auteurs font face à une mesurabilité très mauvaise, c'est-à-dire que l'amplitude des valeurs de différence de potentiel mesurée est plus faible de 60% que dans les autres configurations. La meilleure sensibilité obtenue semble donc être un artefact de la représentation d'un potentiel normé. Ces travaux mettent en évidence l'importance de considérer non seulement la sensibilité de la mesure, mais également sa reproductibilité et l'amplitude de la mesure.

Les calculs numériques menés dans notre étude confirment l'importance de l'influence de la position des points de mesure sur la valeur de la différence de potentiel. La figure B-32 illustre parfaitement ce résultat et démontre que la position permettant la meilleure sensibilité de la mesure se situe le plus proche possible de l'anomalie de surface.

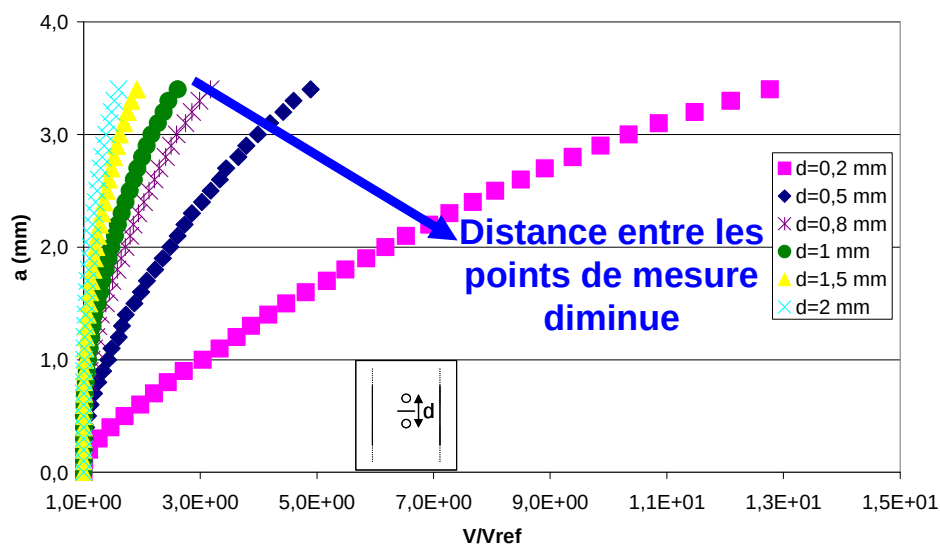


Figure B-32. Influence de la distance entre le plan de propagation et les points de mesure.

Les travaux de la littérature mettent en avant la nécessité de vérifier l'influence d'une légère dissymétrie de la position des points de mesure dans le but d'évaluer la reproductibilité des mesures. La difficulté du positionnement et de la réalisation de la soudure par points peut en effet engendrer une légère imprécision de la position des points de mesure du potentiel. Nous avons analysé l'influence d'une erreur de positionnement sur la largeur de l'éprouvette d'une part et sur la hauteur par rapport au plan de propagation d'autre part. Expérimentalement, l'erreur de positionnement des points de mesure est au maximum de 100µm en largeur et en hauteur. Le calcul numérique révèle qu'un décalage des points de mesure de 100 µm sur la largeur de l'éprouvette engendre une erreur négligeable, inférieure à 1%. La symétrie ou dissymétrie de ce décalage n'a aucune influence sur cette erreur. En

revanche, un décalage de 100 μm dans le sens de la hauteur engendre des erreurs plus importantes. Ainsi, dans le cas d'une rayure, les points de mesure sont théoriquement positionnés à 800 μm du centre de l'anomalie. Si ces deux points de mesure sont situés 100 μm plus proche ou 100 μm plus loin du plan de propagation, l'erreur de mesure de la différence de potentiel est de 15% pour les fissures les plus importantes d'une longueur de 3 mm. La reproductibilité de la mesure à cette position n'est pas donc idéale. Cependant, nous avons choisi de conserver cette position du fait de la nécessité de découpler au mieux les phases d'amorçage et de propagation des fissures s'amorçant à partir des anomalies de surface. La position proche des anomalies devrait nous permettre de détecter assez tôt l'amorçage d'une fissure. On ne réduit pas cette distance pour des raisons expérimentales de positionnement des points de mesure. En effet, du fait de la largeur des anomalies en surface, il est très difficile de placer les points de mesure plus proche du plan de propagation. L'imprécision du positionnement des points de mesure dans la configuration étudiée nous laisse donc penser qu'il sera nécessaire de prendre en compte la position exacte de ces points dans l'élaboration des courbes de calibration.

Cette analyse a également permis de mettre en évidence le fait que la position symétrique des points de mesure n'est pas essentielle à la sensibilité et la précision de la mesure. En effet, le graphique de la figure B-33 démontre que pour une même distance entre les points de mesure, un positionnement dissymétrique de ces points par rapport au plan de propagation mène à une courbe de calibration identique au cas où les points sont positionnés de manière symétrique.

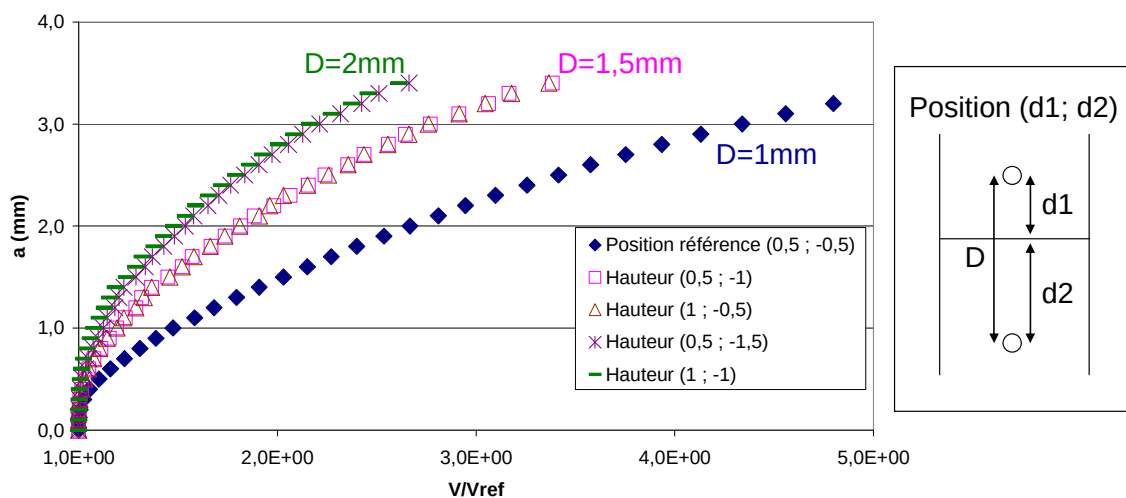


Figure B-33. Influence de la dissymétrie du positionnement en hauteur des points de mesure.

Cet effet a aussi été observé par Gandossi et al. [GAN01] qui étudient trois cas de mauvais positionnement des points de mesure :

- le cas ext-ext où les 2 points de mesures sont placés 0,5 mm trop à l'extérieur de leur position de référence. La distance qui les sépare est donc de 11 mm au lieu de 10 mm ;
- le cas int-int où les 2 points de mesures sont placés 0,5 mm trop à l'intérieur de leur position de référence. La distance qui les sépare est donc de 9 mm ;
- le cas int-ext (et symétriquement ext-int) où un point est positionné 0,5 mm trop à l'intérieur et l'autre 0,5 mm trop à l'extérieur. La distance qui les sépare reste donc de 10 mm.

Gandossi et al. obtiennent une courbe de calibration pour chacun de ces trois cas. Les résultats sont visibles sur le graphique de la figure B-34. Il apparaît que seule la configuration int-ext n'a pas d'influence sur la mesure de la différence de potentiel. Ces résultats mettent en valeur que l'influence du positionnement des points de mesure ne dépend pas de la symétrie du positionnement mais de la distance totale entre les points de mesure.

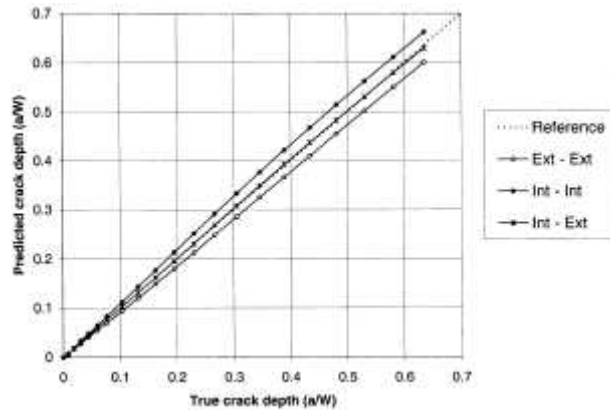


Figure B-34. Influence d'un mauvais positionnement des points de mesure en hauteur [GAN01].

B.2.3.3. Forme du front de fissure

La forme du front de fissure est un autre paramètre qui s'est avéré extrêmement influent sur la mesure de la différence de potentiel. Il apparaît ainsi que, pour une même profondeur, une fissure semi elliptique avec une longueur en surface plus importante, et donc une surface fissurée plus élevée, occasionne une plus grande différence de potentiel. Cet effet est illustré sur la figure B-35 où la courbe de calibration de cette technique de mesure est tracée pour différents rapports c/a . De plus, on a pu constater que, si deux fissures possèdent la même surface, alors celle avec le plus petit rapport c/a , c'est-à-dire longueur en surface sur profondeur, cause une différence de potentiel plus importante.

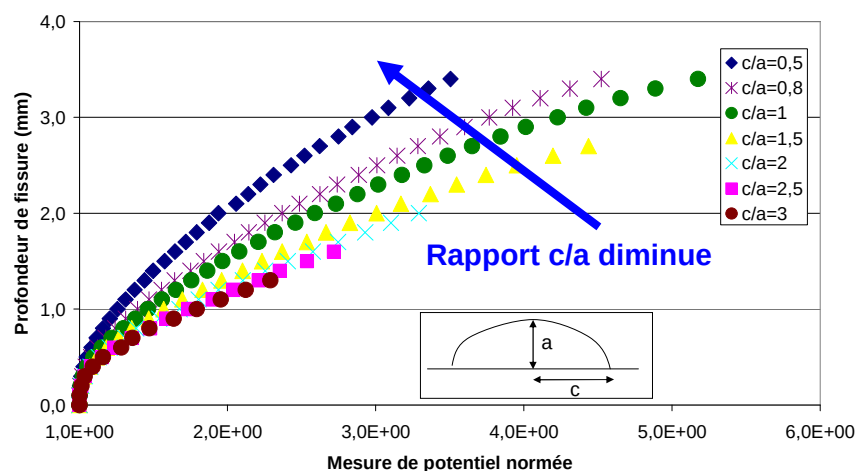


Figure B-35. Influence du rapport c/a d'une fissure.

Ces résultats soulignent l'importance de connaître l'évolution de la forme du front de fissure dans la détermination d'une courbe de calibration la plus précise possible. Dans cette étude, ce sont les marquages expérimentaux qui nous renseigneront sur la forme et l'évolution du front de fissure au cours de la propagation en fonction de l'anomalie et des conditions de sollicitations. Au contraire, certains auteurs utilisent la mesure de différence de potentiel pour

retrouver la forme du front de fissure. Par exemple, Baudin et al. [BAU79] se servent d'une cuve rhéoelectrique pour déterminer l'évolution de la forme du front de fissure au cours de la propagation. Pour cela, ils postulent que la fissure a une certaine forme à un moment donné de la propagation (semi circulaire, semi elliptique, droite, ...) et, en connaissant la longueur en surface par mesure optique, ils testent différentes profondeurs et courbures de la fissure dans la cuve rhéoelectrique jusqu'à retrouver la valeur exacte de la différence de potentiel mesurée sur l'éprouvette. La figure B-36 montre les bons résultats que Baudin et al. obtiennent en appliquant cette méthodologie. Celle-ci présente tout de même certaines limites puisque pour les fissures les plus profondes, un front droit peut donner la même valeur de différence de potentiel qu'un front semi circulaire avec un rapport c/a très élevé. Dans ce cas, une technique complémentaire, comme un marquage mécanique, est donc nécessaire pour vérifier les résultats obtenus.

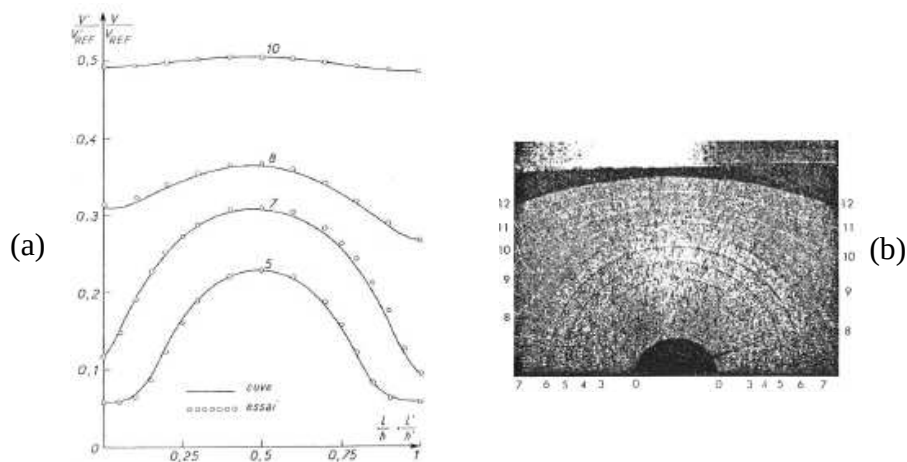


Figure B-36. Comparaison des fronts de fissure obtenus par méthode analogique de la cuve rhéoelectrique (a) et marquage mécanique (b) [BAU79].

Cerny [CER04] utilise également la mesure de la différence de potentiel pour évaluer la forme du front de fissure. Pour cela, il combine cette mesure avec une approche de la mécanique linéaire de la rupture. Il suppose que la forme du front de fissure est stabilisée, c'est-à-dire que l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK est constante le long du front de fissure. Il peut alors relier la valeur du rapport de ΔK_C , au niveau du point en surface de la fissure, sur ΔK_A , au niveau du point le plus profond, au rapport c/a du front de fissure. En combinant cette approche avec la mesure de la différence de potentiel qui lui permet d'évaluer la surface fissurée, Cerny est capable de déterminer les dimensions de la fissure aux points A et C, c'est-à-dire sa profondeur et sa longueur en surface. Dans des cas plus compliqués où le matériau n'est pas homogène, comme dans des zones soudées et/ou qui induisent de la fermeture de fissure, il est en revanche nécessaire de rajouter un dispositif optique de mesure de la longueur de fissure en surface.

Enmark et al. [ENM92] constatent aussi l'effet de la forme du front de fissure sur la mesure de la différence de potentiel. Ils utilisent donc plusieurs couples de points de mesure du potentiel (cf. figure B-37 (a)) positionnés à intervalles réguliers sur la largeur de l'éprouvette pour déterminer la forme et l'évolution de front de fissure. Ils démontrent ainsi que la courbe de calibration dépend de la position des points de mesure. La comparaison de ces résultats obtenus en exploitant les mesures électriques avec les mesures optiques des marquages mécaniques du front de fissure, semble tout à fait satisfaisante (cf. figure B-37 (b)).

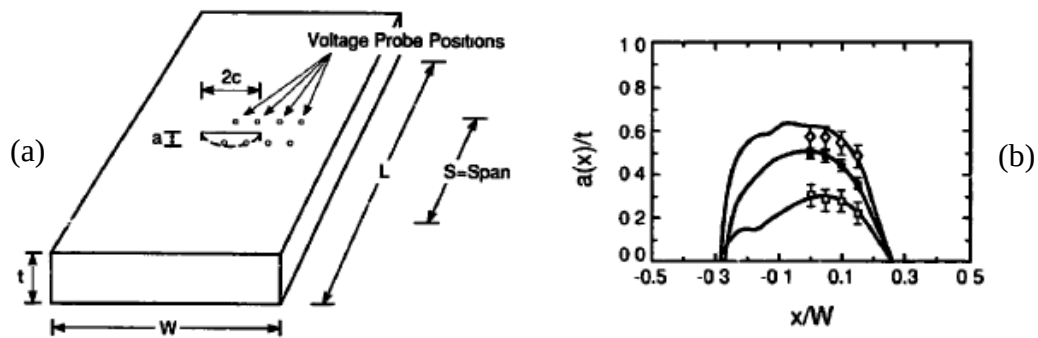


Figure B- 37. Position des couples de points de mesure du potentiel (a). Comparaison des fronts de fissure obtenus par mesures électriques et marquages mécaniques (b). [ENM92].

B.2.3.4. Site d'amorçage et multi fissuration

Les travaux d'Enmark et al. [ENM92] suggèrent que plus les points de mesure du potentiel sont positionnés loin du site d'amorçage d'une fissure, moins la mesure sera sensible au début de la propagation. Il semble donc qu'il soit nécessaire de placer la mesure de la différence de potentiel le plus proche possible sur l'axe vertical du site d'amorçage pour être capable de détecter la présence d'une fissure le plus tôt possible. Dans la configuration de notre étude, nous sommes capables de détecter au mieux des fissures d'une profondeur de 50 μm .

Les calculs numériques effectués dans cette étude confirment ce résultat. La figure B-38 présente l'influence d'un décalage de positionnement des points de mesure sur la largeur de l'éprouvette. La position référence (0 ; 0) correspond à la position où les points de mesure sont centrés sur la largeur de l'éprouvette, c'est-à-dire centrés sur l'anomalie de surface et donc sur le site d'amorçage des fissures. Il est visible sur le graphique de la figure B-38 que le décalage des points de mesure a une forte influence sur la sensibilité de la mesure au début de la propagation. La fissure simulée ici est une fissure semi circulaire centrée. Un décalage des points de mesure par rapport au centre de la fissure, et donc au site d'amorçage, engendre une perte de sensibilité importante pour les fissures courtes. En revanche, il semble qu'un décalage dissymétrique de positionnement des points de mesure n'affecte pas la mesure du potentiel par rapport à un décalage symétrique. Cela se justifie par la symétrie du champ électrique dans la configuration géométrique étudiée.

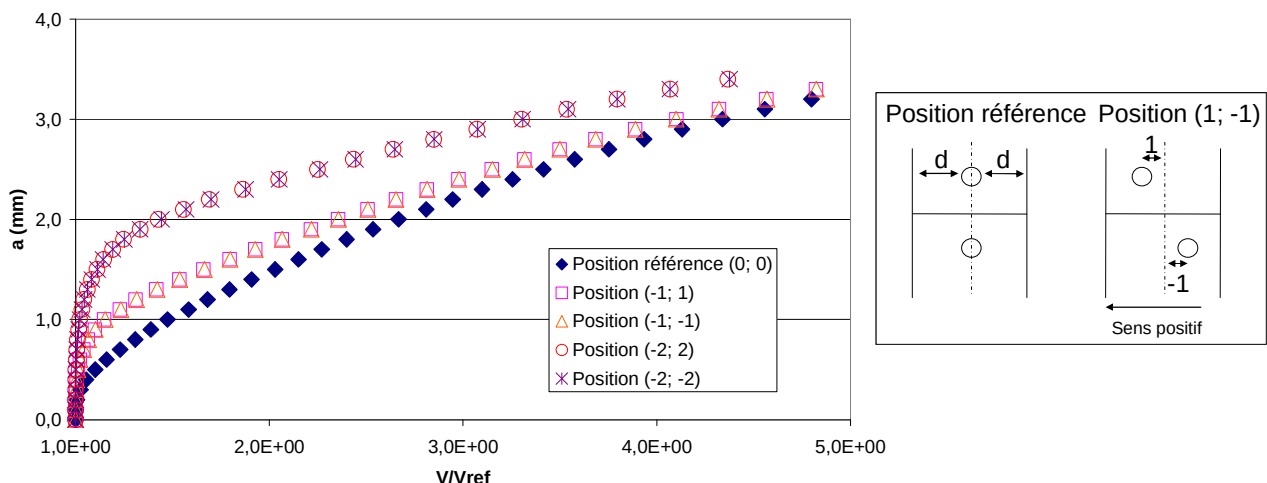


Figure B-38. Influence du positionnement des points de mesure sur la détection de l'amorçage.

Ainsi, l'utilisation d'un seul couple de points de mesure ne permet pas de détecter tous les amorçages de fissure sur une anomalie. La présence de fissures multiples n'influence donc pas la mesure de potentiel correspondant à la fissure la plus proche des points de mesure jusqu'à ce qu'elles atteignent une taille suffisante pour interagir avec cette fissure et donc être détectée par la mesure. Ce phénomène est illustré sur la figure B-39. On peut donc en conclure que la surface fissurée totale n'est pas le paramètre qui contrôle la mesure de potentiel. C'est la raison pour laquelle, il a été décidé dans cette étude de conserver la calibration de la différence de potentiel en fonction de la profondeur 'a' des fissures. Des solutions peuvent être proposées pour pouvoir détecter l'amorçage et suivre la propagation de plusieurs fissures :

- l'utilisation de plusieurs couples de points de mesures permettrait de remplir cette fonction mais nécessiterait un dispositif expérimental plus complexe à mettre en place. Il peut également s'avérer difficile de choisir a priori la position des différents points de mesure ;
- un capteur mobile pourrait être la solution idéale puisque son déplacement contrôlé permettrait de quadriller efficacement la surface de l'éprouvette et ainsi de détecter tout amorçage et propagation de fissures. La difficulté réside dans l'élaboration d'un tel appareil qui puisse notamment être capable de réaliser des mesures à haute température et dont le contact avec l'éprouvette n'affecte pas sa surface et soit parfaitement reproductible.

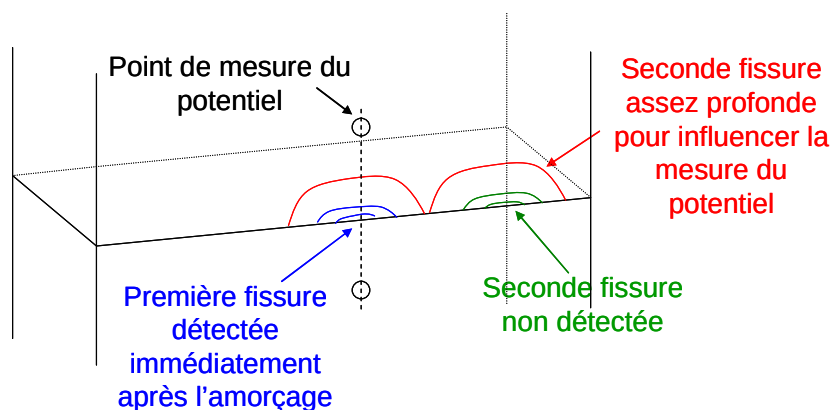


Figure B-39. Schéma de l'influence du site d'amorçage et de la multifissuration.

B.3. Calibration expérimentale du suivi de potentiel

B.3.1. Principe

Le but de la calibration expérimentale mise en place est double. D'une part, elle permet de vérifier les résultats de la calibration numérique de la mesure de différence de potentiel. D'autre part, elle renseigne sur la forme et l'évolution du front de fissure au cours de la propagation. Le principe est de marquer le front de fissure à divers instants de la propagation de manière à ce qu'un examen, par microscopie optique ou électronique à balayage, a posteriori du faciès de rupture permette de visualiser la position et la forme de la fissure au moment du marquage.

Dans la plupart des cas, la calibration expérimentale est réalisée par suivi optique de la longueur en surface de la fissure. Hill et al. [HIL12] utilisent par exemple cette technique pour

suivre la propagation de fissure dans des éprouvettes plates à concentration de contrainte. Cette méthode est très rapide et facile à mettre en œuvre mais n'est pas applicable dans le cas où le montage expérimental empêche la visualisation de la fissure. Cela peut par exemple être le cas lors d'essai à haute température où le four utilisé n'est pas équipé de fenêtre pour visualiser l'éprouvette et la fissure. Cette technique ne semble pas non plus adaptée aux cas où la connaissance de la longueur en surface ne permet pas de déduire la valeur de la profondeur de la fissure. La visualisation d'une fissure en surface d'une éprouvette nécessite de plus que cette surface soit polie jusqu'au micron. Une tentative de mesure optique de la longueur en surface des fissures s'amorçant à partir des anomalies a été menée en utilisant un Questar, c'est-à-dire un microscope à longue distance focale optique. Cependant, la difficulté d'observation optique à haute température ainsi que l'ensemble des raisons énoncées précédemment nous ont amené à rapidement abandonner cette technique dont les résultats n'étaient pas exploitables en l'état.

D'autres méthodologies existent pour réaliser une courbe de calibration expérimentale de la mesure de différence de potentiel. On peut notamment citer les techniques de marquages mécaniques ou thermiques. Baudin et al. [BAU79] réalisent par exemple des marquages mécaniques du front de fissure par application de sous charges pendant quelques cycles. Le résultat de ces marquages est visible sur la figure B-36 (b). Hicks et Pickard [HIC82] effectuent des marquages mécaniques en faisant varier le rapport de charge R et l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK tout en maintenant $K_{\max}$ constant. Ils obtiennent ainsi des bandes claires ou sombres sur le faciès de rupture et sont capables de mesurer les dimensions de la fissure au moment du marquage. On pourrait également penser à l'utilisation de surcharge pour marquer mécaniquement le front de fissure.

Dans notre étude, nous avons plutôt choisi de réaliser des marquages thermiques. Cette méthode consiste à laisser une couche d'oxyde se déposer dans la fissure à différents instants de l'essai. Dans le cas de l'Inconel 718DA, cette couche est ensuite particulièrement visible par microscopie optique sur le faciès de rupture grâce à une forte différence de couleur. La procédure de réalisation d'un marquage thermique est donc d'interrompre l'essai de fatigue et de maintenir l'éprouvette à force nulle et à la température de l'essai. Cette interruption devra avoir une durée suffisante pour qu'une couche d'oxyde colore le faciès de rupture à l'emplacement de la fissure. À 550°C et pour le superalliage de l'étude, deux heures suffisent pour réaliser un marquage thermique. La figure B-40 illustre cette procédure et permet de visualiser un exemple de marquage thermique.

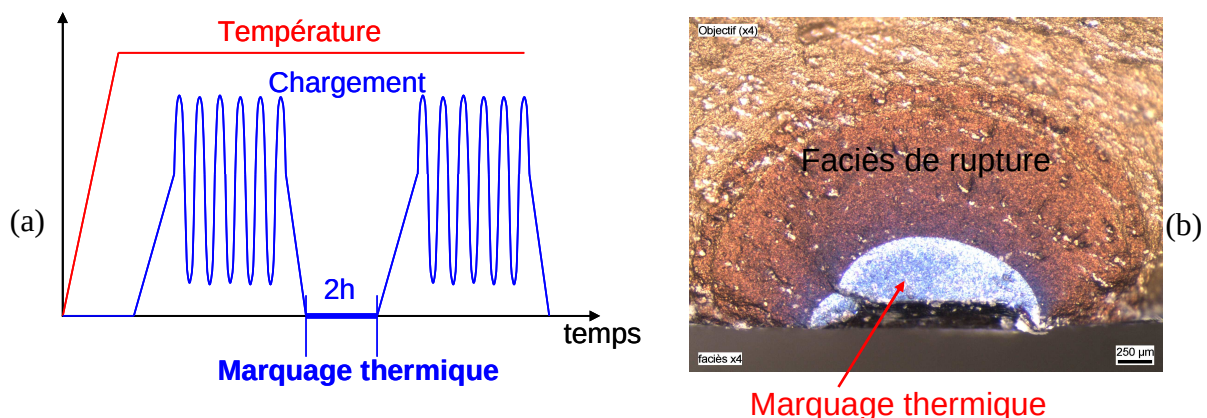


Figure B-40. Schéma du principe (a) et exemple (b) d'un marquage thermique.

Il a été vérifié que, dans la configuration de notre étude, la procédure de marquage thermique n'influence ni les durées de vie en fatigue obtenues, ni les vitesses de propagation après la réalisation de ces marquages. En effet, pour une configuration d'essai donnée, les éprouvettes ayant subi des marquages thermiques possèdent la même durée de vie que celles n'en ayant pas subi. De plus, les données de vitesse de propagation confirment qu'aucun retard ou accélération de la fissuration n'est observé après un marquage thermique. Ce résultat s'avère particulièrement important puisque, de ce fait, nous pourrions exploiter de la même manière les résultats obtenus des éprouvettes marquées ou non thermiquement.

Cette technique simple, relativement rapide et facile à mettre en œuvre s'avère donc parfaitement adaptée dans le cas de notre étude. Elle permet en outre de visualiser a posteriori l'évolution de la forme du front de fissure au cours de l'essai, ce qui est crucial pour la réalisation d'une courbe de calibration la plus précise possible.

B.3.2. Calibration expérimentale

B.3.2.1. Cas des rayures

Au total, 20 marquages thermiques ont été réalisés sur des éprouvettes contenant des anomalies de surface de type rayure. Chaque éprouvette contenait deux anomalies. On dispose donc de 40 points de marquages thermiques pour élaborer une courbe de calibration. Pour obtenir les données provenant de la deuxième anomalie présente dans l'éprouvette mais n'ayant pas mené à la rupture, on rompt cette deuxième anomalie manuellement. Pour cela, l'éprouvette est tout d'abord fragilisée en la maintenant quelques minutes dans de l'azote liquide. De cette façon, il est possible d'observer d'une part, le faciès de rupture de l'anomalie ayant conduit à la rupture de l'éprouvette durant l'essai de fatigue, et d'autre part, l'avancée de la propagation à partir de la seconde anomalie. Cette dernière a pu conduire à un amorçage plus tardif mais comporte généralement aussi une fissure qui s'est propagée jusqu'à un stade moins avancé que celui de l'anomalie ayant menée à la rupture.

A ces points de marquage thermique, on rajoute les données du dernier front de fissure. Ce dernier correspond à la position de la fissure au moment de la rupture ductile de la section non fissurée de l'éprouvette. Ces données sont disponibles pour toutes les anomalies de surface testées, qu'elles aient été soumises à des marquages thermiques ou non. De manière à assurer l'identification du dernier front de fissure, la mesure de ce dernier par microscopie optique a été vérifiée lors des observations de surfaces de rupture par microscopie électronique à balayage. L'ensemble des points reliant une mesure de différence de potentiel à une profondeur de fissure nous permet de tracer la courbe de calibration expérimentale des anomalies de type rayure sur la figure B-41.

Comme il sera décrit plus précisément dans la partie C, nous mesurons plutôt des fronts de fissures semi elliptiques sur le faciès de rupture de ce type d'anomalie (cf. figure B-42 (a)). Les points constituant la courbe de calibration expérimentale forment donc une courbe à allure régulière. Cependant, quelques points particuliers (entourés en rouge sur la figure B-41) se démarquent et ne sont pas cohérents avec les autres mesures. Ces points correspondent aux fronts de fissure à la forme particulière présentée sur la figure B-42 (b). Ces fronts présentent une surface moins importante qu'aurait une fissure de forme semi elliptique et de même profondeur. La différence de potentiel mesurée pour ces fronts de fissure est donc plus faible, ce qui explique leur position sur la courbe de calibration. Ces points particuliers représentent une faible part des mesures réalisées pour la calibration expérimentale du suivi de la différence de potentiel des fissures s'amorçant sur des rayures.

Ils seront donc écartés de la courbe de calibration expérimentale car ils correspondent à un mécanisme d'amorçage et de propagation particulier.

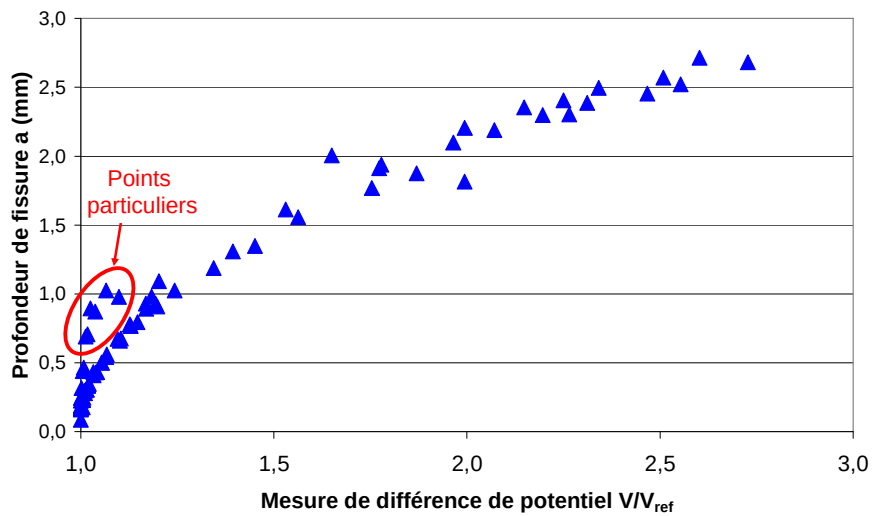


Figure B-41. Calibration expérimentale des anomalies de type rayure.

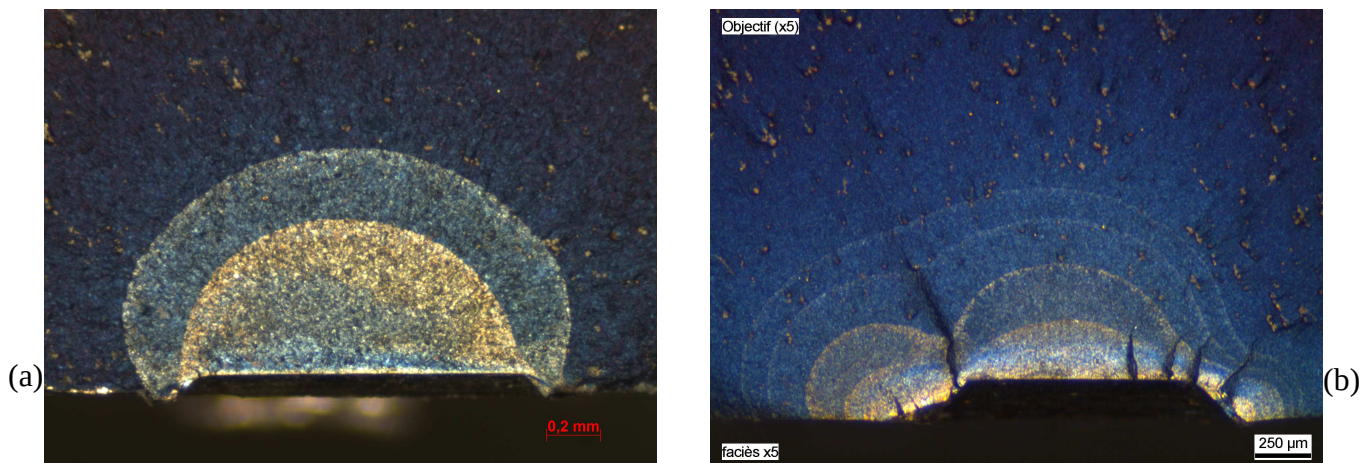


Figure B-42. Exemple de fronts de fissure semi elliptiques ou à forme particulière sur des faciès de rupture de rayures.

B.3.2.2. Cas des anomalies semi elliptiques

Les fissures s'amorçant sur des anomalies semi elliptiques présentent un front régulier de forme semi elliptique. Ce type de front de fissure est illustré sur la figure B-43 (a). La calibration expérimentale de ces anomalies a été réalisée pour deux distances 'd' différentes entre les points de mesure et le centre de l'anomalie : 0,8 mm et 1,05 mm. Ces distances correspondent à celles utilisées respectivement pour les rayures et les chocs et permettront de comparer les résultats des mesures expérimentales de calibration obtenues. Au total, 26 marquages thermiques ont été effectués sur 7 éprouvettes contenant des anomalies de surface semi elliptiques. Les mesures de ces marquages sont répertoriées dans le graphique de la figure B-43 (b) qui présente les courbes de calibration obtenues sur ces anomalies pour les deux distances 'd' utilisées pour positionner les points de mesure du potentiel.

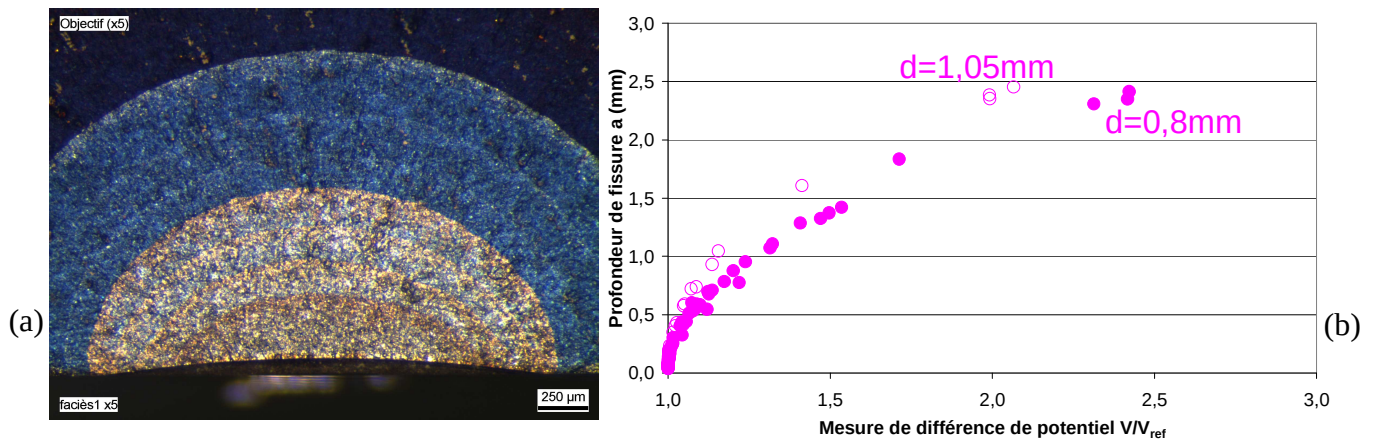


Figure B-43. Exemple des fronts de fissures obtenus sur anomalies semi elliptiques (a). Mesures de calibration expérimentale des anomalies semi elliptiques (b).

B.3.2.3. Cas des anomalies semi circulaires

Dans le cadre de cette étude, une seule anomalie semi circulaire a conduit à l'amorçage d'une fissure. Cinq marquages thermiques ont pu être réalisés au cours de sa propagation. Ceux-ci caractérisent la forme semi elliptique de la fissure visible sur la figure B-44 (a). La figure B-44 (b) présente les mesures constituant la calibration expérimentale de ce type d'anomalie. Cette calibration correspond à des points de mesure positionnés à une distance de 0,8 mm du centre des anomalies.

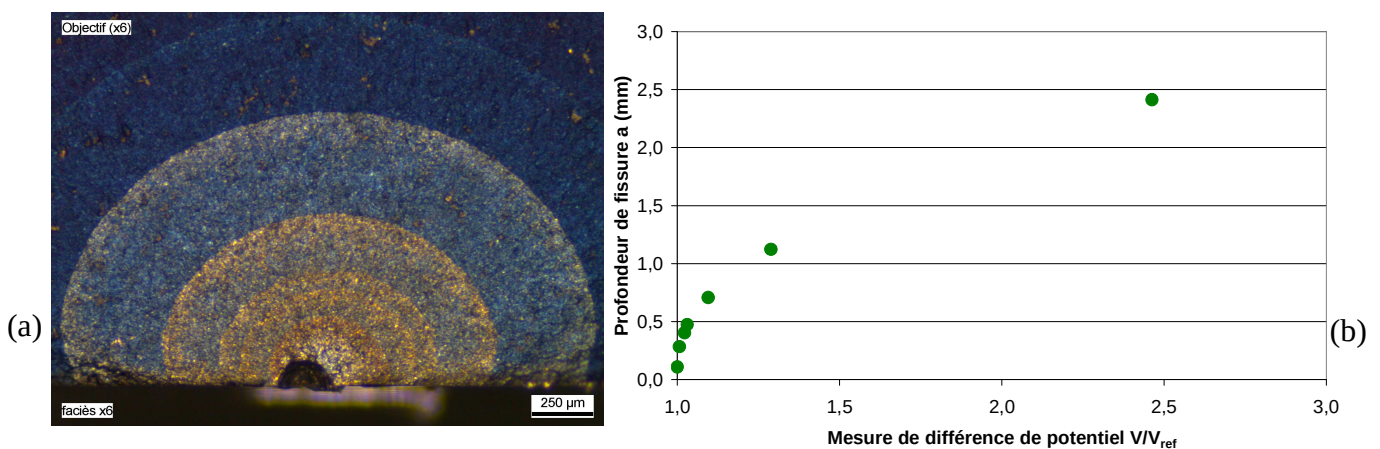


Figure B-44. Fronts de fissures obtenus sur anomalie semi circulaire (a). Mesures de calibration expérimentale de l'anomalie semi circulaire (b).

B.3.2.4. Cas des chocs

Au total, 8 marquages thermiques ont contribué à l'élaboration de la courbe de calibration expérimentale des anomalies de type choc. Ils caractérisent le comportement complexe en propagation de ce type d'anomalie. Celui-ci sera plus amplement détaillé dans la partie C mais il est illustré par la photo d'un faciès de rupture marqué thermiquement sur la figure B-45 (a). Cette photo présente une forme complexe de front de fissure « en oreille » pour les profondeurs de fissure les plus importantes. Il apparaît donc particulièrement difficile de mesurer la profondeur de fissures présentant une telle forme. Les analyses paramétriques menées grâce à l'outil numérique semblent indiquer que la profondeur de la fissure, dans l'axe de la position des points de mesure, est l'un des paramètres ayant le plus d'influence sur la

mesure de la différence de potentiel. C'est pourquoi, il a été choisi de mesurer la profondeur des fissures en oreille au niveau du centre de l'anomalie, comme présenté sur la figure B-45 (a). Ce choix engendre des mesures de calibration expérimentale très dispersées pour les fissures de profondeur supérieure à 1mm comme l'illustre le graphique de la figure B-45 (b). Ce type de propagation présentant des fronts de fissure complexe s'avère donc difficilement mesurable et exploitable.

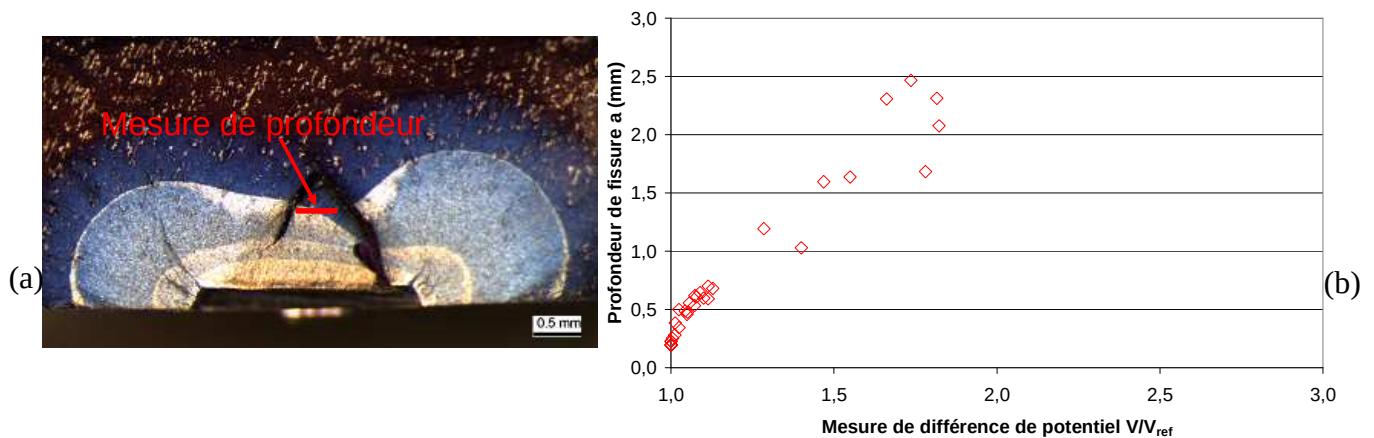


Figure B-45. Exemple de fronts de fissures en oreille obtenus sur un choc (a). Mesures de calibration expérimentale des anomalies de type choc (b).

B.3.2.5. Comparaison des calibrations expérimentales

Le graphique de la figure B-46 rassemble les mesures des marquages thermiques et des fronts de fissure permettant la calibration expérimentale des anomalies en fonction de la distance 'd' de positionnement des points de mesure par rapport au centre des anomalies. On remarque tout d'abord que les mesures expérimentales confirment certains résultats de l'analyse paramétrique menée par calcul numérique. En effet, pour une même morphologie semi elliptique de front de fissure, la calibration est moins sensible lorsque les points de mesure sont plus éloignés du plan de propagation.

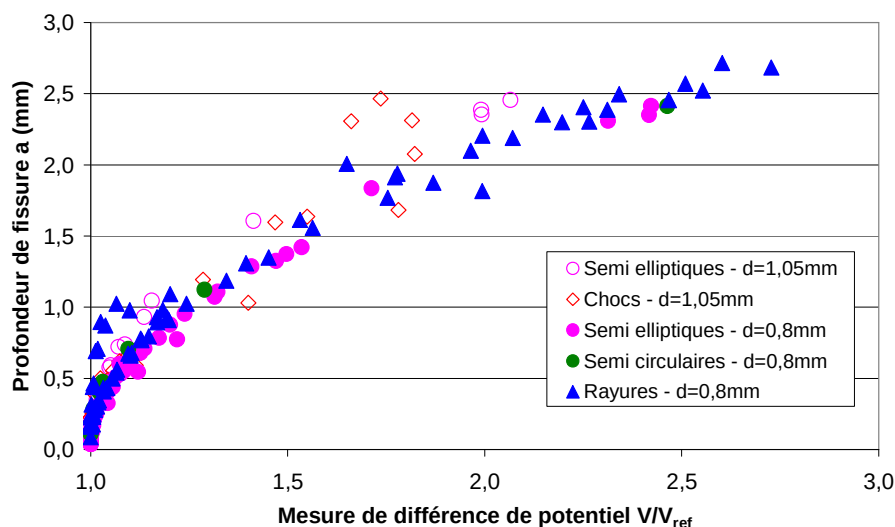


Figure B-46. Comparaison des mesures de calibration expérimentale de l'ensemble des anomalies de surface étudiés.

On constate également que, pour une même distance des points de mesure, les calibrations expérimentales des anomalies de type rayure, semi elliptique et semi circulaire sont très proches. Cela se justifie par le fait que les formes des fronts de fissures s'amorçant à partir de ces anomalies sont similaires. La géométrie initiale de l'anomalie semble donc avoir peu d'influence si l'évolution de la forme du front de fissure est la même. On note aussi que la dispersion des mesures réalisées sur les chocs est la plus importante. Par conséquent, l'interpolation d'une courbe de calibration pour ce type d'anomalie semble complexe. On peut donc se demander si l'utilisation, en l'état, de la technique de mesure de la différence de potentiel est adaptée pour suivre une propagation complexe. Une telle propagation nécessiterait en effet le développement d'une mesure expérimentale plus complète avec par exemple plusieurs points de mesure ou un outil de mesure mobile de manière à mieux décrire le front de fissure.

B.4. Comparaison des calibrations expérimentales et numériques

Une fois la calibration expérimentale mise en place, il semble nécessaire de comparer les résultats obtenus avec le calcul numérique décrit précédemment. Cette comparaison devrait nous permettre de vérifier la pertinence et la cohérence d'un calcul numérique pour la calibration de la technique du suivi de la différence de potentiel et ainsi améliorer notre compréhension des paramètres contrôlant la mesure.

B.4.1. Calibration numérique

Les courbes de calibration numérique du suivi de la différence de potentiel sont déterminées grâce à l'outil de calcul par éléments finis décrit précédemment. Le modèle numérique géométrique prend en compte la présence d'une anomalie initiale. Cependant, sa géométrie exacte n'est pas modélisée. En effet, pour faciliter la modélisation géométrique, on choisit de représenter chaque anomalie par un trou rectangulaire de même profondeur, largeur et longueur que l'anomalie. On a pu montrer que cette approximation géométrique n'engendre qu'une erreur négligeable (inférieure à 0,5%) sur la courbe de calibration numérique obtenue. Cela s'explique par la faible différence de volume entre l'anomalie réelle et l'approximation géométrique du fait des dimensions relativement petites des anomalies. Ainsi, on ne tient pas compte de leur géométrie exacte mais on conserve leurs dimensions en surface (longueur et largeur) ainsi que sa profondeur. Le calcul numérique est réalisé en choisissant la profondeur la plus importante qui a été définie pour chaque type d'anomalie. Par exemple, on modélise les rayures par une anomalie d'une longueur de 1mm et d'une profondeur de 150 μm .

L'utilisateur fixe ensuite l'évolution de la forme du front de fissure qui doit être simulée. Il est important de noter que, pour faciliter le calcul numérique, les fronts de fissure modélisés ont une forme semi elliptique. Dans le cas des anomalies de type choc, cette modélisation est donc une représentation « pauvre » de la réalité. Pour déterminer l'évolution du front de fissure en fonction du type d'anomalie, on se base sur l'évolution moyenne des fissures mesurées grâce aux marquages thermiques. Ces mesures nous permettent de tracer le graphique de la figure B-47 répertoriant les mesures de longueurs en surface des fissures en fonction de leur profondeur et du type d'anomalie. Par ailleurs, ce graphique confirme que l'évolution du front de fissure est comparable pour les rayures et les anomalies semi elliptiques et semi circulaires.

L'interpolation polynomiale de ces courbes permet à l'utilisateur de définir une évolution moyenne de la forme du front de fissure. On note que le degré du polynôme

d'interpolation est choisi arbitrairement. On choisit ensuite de positionner les points de mesure du potentiel à la distance théorique fixée pour chaque type d'anomalie, c'est-à-dire 0,8 mm pour les rayures et 1,05 mm pour les chocs. Les paramètres du modèle sont ensuite les mêmes que ceux définis dans l'analyse paramétrique de la technique.

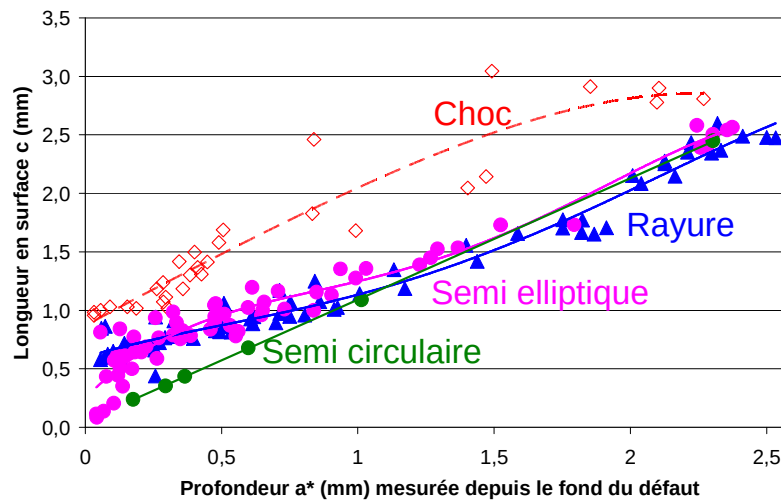


Figure B-47. Evolution de la forme du front de fissure en fonction du type d'anomalie.

B.4.2. Cas des rayures

B.4.2.1. Résultat

La figure B-48 présente le résultat de la comparaison entre les mesures expérimentales et le calcul numérique par éléments finis de la calibration du suivi de la différence de potentiel pour des anomalies de type rayure. La corrélation entre ces deux méthodes de calibration est satisfaisante pour les fissures courtes de profondeur inférieure à 1 mm. En effet, dans ce domaine, la précision de l'estimation d'une profondeur de fissure pour une mesure de différence de potentiel donnée est de l'ordre de 100 à 200 μm . L'écart entre la calibration expérimentale et numérique est légèrement plus important pour les fissures de profondeur plus élevée, c'est-à-dire entre 1 mm et 2,5 mm. Dans ce domaine, le calcul numérique évalue une profondeur 200 à 300 μm supérieure aux mesures expérimentales. Cette précision s'avère moins satisfaisante. Toutefois, ce domaine de profondeur de fissure correspond à un faible pourcentage de la durée de vie totale d'une éprouvette contenant une rayure. Il ne semble donc pas particulièrement important sur le calcul d'une durée de vie en fatigue. Malgré cela, nous nous attacherons, dans la suite de ce travail, à déterminer la ou les sources d'écarts entre la mesure expérimentale et le calcul numérique.

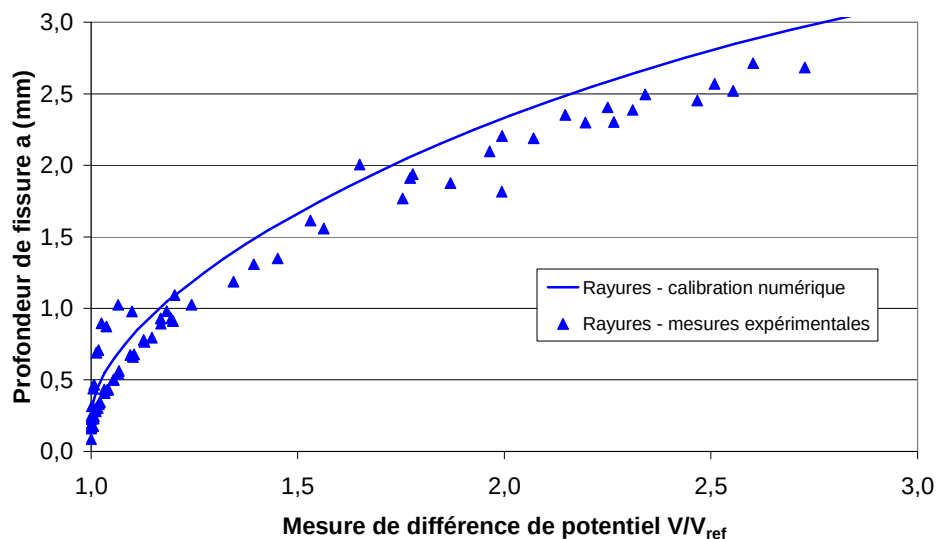
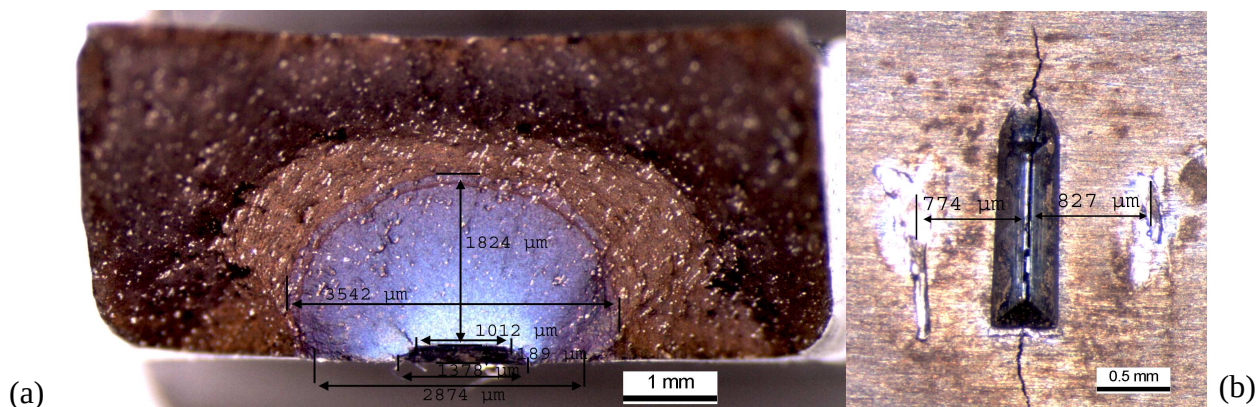


Figure B-48. Comparaison entre les mesures expérimentales et la calibration numérique du suivi de la différence de potentiel pour les rayures.

B.4.2.2. Influence de la forme réelle du front de fissure et de la position des points de mesure

La position des points de mesure du potentiel et la forme du front de fissure ont été recensés comme des paramètres particulièrement influents sur la mesure. Or, le calcul numérique utilise une évolution moyenne de la forme du front de fissure au cours de la propagation. De plus, les points de mesure sont placés à leur position théorique alors que la précision de leur positionnement est en réalité de l'ordre de $100\ \mu\text{m}$. Ces éléments pourraient être la source de l'écart existant entre les points expérimentaux et le calcul numérique. En effet, la forme du front de fissure et la position des points de mesure varient d'une anomalie à une autre. Pour vérifier cette hypothèse, des calculs numériques ont été réalisés en utilisant la valeur exacte de ces deux paramètres dans la modélisation. Sept points expérimentaux ont été calculés en utilisant la forme réelle du front de fissure et la position exacte des points de mesure tels qu'illustrés sur la figure B-49 (a) et (b). Les résultats, présentés sur la figure B-49 (c), indiquent une réduction de l'erreur numérique de 8,2% à 6%. Cette erreur numérique est définie comme la différence, pour une longueur de fissure donnée, entre la valeur expérimentale mesurée et celle déterminée par le calcul éléments finis. Sur le graphique de la figure B-49 (c), la valeur de l'erreur réduite correspond à la différence entre l'erreur numérique générée en utilisant une forme moyenne du front de fissure et la position théorique des points de mesure, et celle déterminée en utilisant les valeurs exactes de ces deux paramètres.



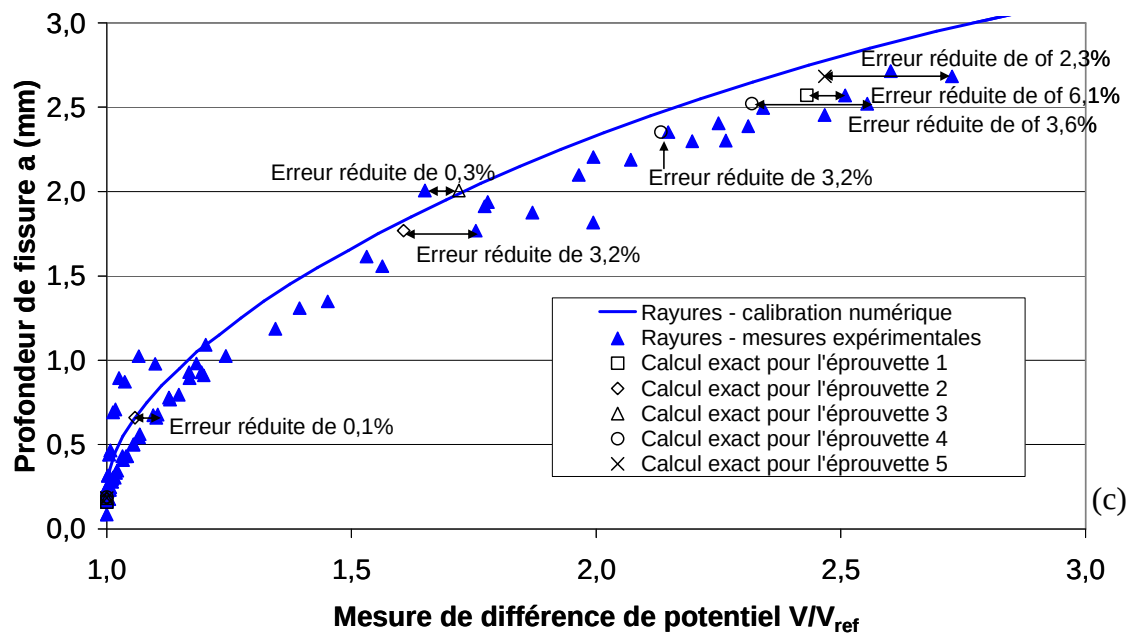


Figure B-49. Mesure exacte du front de fissure (a) et de la position des points de mesure du potentiel (b). Comparaison entre les mesures expérimentales et le calcul numérique exact de 5 éprouvettes (c).

La précision du calcul numérique est améliorée par l'utilisation de la forme réelle du front de fissure et de la position exacte des points de mesure du potentiel. Cependant, les approximations effectuées sur ces deux paramètres ne permettent pas d'expliquer totalement l'écart entre les calibrations expérimentales et numériques. En effet, une erreur résiduelle subsiste entre ces deux méthodes de calibration après la prise en compte de la valeur exacte de ces paramètres.

B.4.2.3. Erreur résiduelle

L'erreur résiduelle entre le calcul numérique par éléments finis et les points expérimentaux de marquages thermiques pourrait être expliquée par des phénomènes recensés dans la littérature. On peut tout d'abord penser que la mesure expérimentale est parasitée par un bruit électrique qui n'est pas représentatif du phénomène physique de propagation d'une fissure. Baudin et al. [BAU78] insistent en effet sur l'importance de la maîtrise du bruit de la mesure dans la conception d'un dispositif de suivi de la différence de potentiel. Un important travail a été réalisé dans ce sens lors de la mise en place du montage expérimental. Ainsi, la machine de fatigue, l'appareil de mesure et tous les câbles d'acquisition ont été isolés électriquement de manière à réduire le bruit électrique à 1 ou 2 mV. Il a également été vérifié, par des mesures dans une zone saine d'une éprouvette, avec et sans introduction d'un courant électrique et avec ou sans chargement mécanique, qu'aucune déviation de la mesure électrique n'a lieu au cours d'un essai. Cerny [CER04] met aussi en évidence l'existence d'effets thermoélectriques conduisant à une mesure de potentiel erronée. Ces effets seraient le résultat d'une différence de température entre l'éprouvette testée et les fils de potentiel. Comme l'illustre la figure B-50, cette non homogénéité de température pourrait engendrer la mesure d'un potentiel parasite particulièrement important à haute température d'essais.

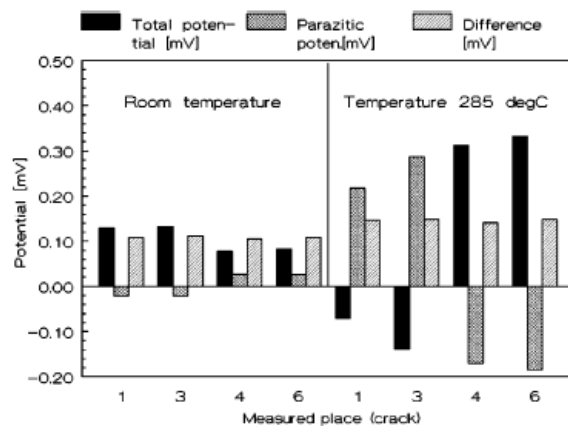


Figure B-50. Potentiel parasite dû à une température non homogène entre l'éprouvette et les fils de potentiel d'après Cerny [CER04].

Aucune mesure expérimentale réalisée dans notre étude ne corrobore ce phénomène observé par Cerny. Ainsi, aucune différence de potentiel parasite n'est détectable lorsque l'introduction du courant est coupée et que l'éprouvette et les fils de potentiel sont maintenus à haute température. Il a également déjà été mentionné que la conductivité du matériau est modifiée à haute température. Cet effet est compensé par l'utilisation d'une différence de potentiel normée V/V_{ref} . La calibration en température du four a aussi permis de vérifier que la température au sein de l'éprouvette est homogène. Nous pouvons donc assurer que, dans la configuration de notre étude, le bruit expérimental de la mesure de différence de potentiel est maîtrisé et que la source d'erreur résiduelle ne semble pas provenir d'une erreur de mesure expérimentale ni d'un effet de température.

La déformation est un autre paramètre qui influence la mesure de la différence de potentiel. Cerny [CER04] a notamment identifié ce phénomène. Il repère qu'au cours d'un cycle de chargement, la différence de potentiel varie de manière cyclique en phase avec la charge appliquée (cf. figure B-51). Le changement intrinsèque de conductivité du matériau en fonction de la déformation explique ce phénomène. La fermeture de fissure pourrait aussi être responsable de l'évolution de la différence du potentiel en fonction du chargement. Il semble que, dans le cas d'une déformation élastique, la variation de la mesure en fonction de la déformation soit identique à chaque cycle. Pour pallier cet effet, la mesure de potentiel est donc toujours réalisée au moment du maximum de chargement, c'est-à-dire à l'instant où la fissure est totalement ouverte et où la déformation est la plus importante.

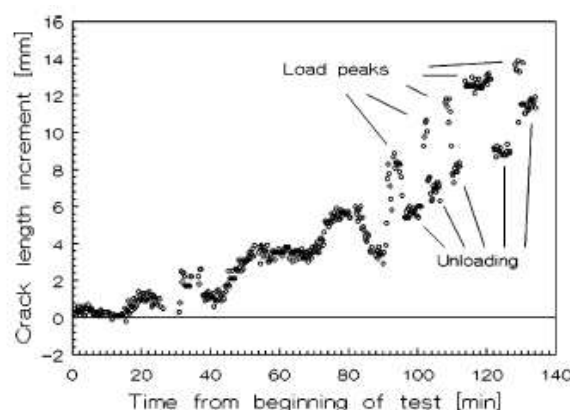


Figure B-51. Mise en évidence de l'effet du chargement sur la mesure de la différence de potentiel par Cerny [CER04].

Certains appareils de mesure intègrent la mesure de la différence de potentiel sur un certain temps, de manière à exprimer une valeur mesurée « moyenne » sur le temps d'intégration. C'est le cas du suiveur utilisé dans cette étude et cela conduit à obtenir une mesure électrique déphasée par rapport au chargement mécanique comme l'illustre la figure B-52.

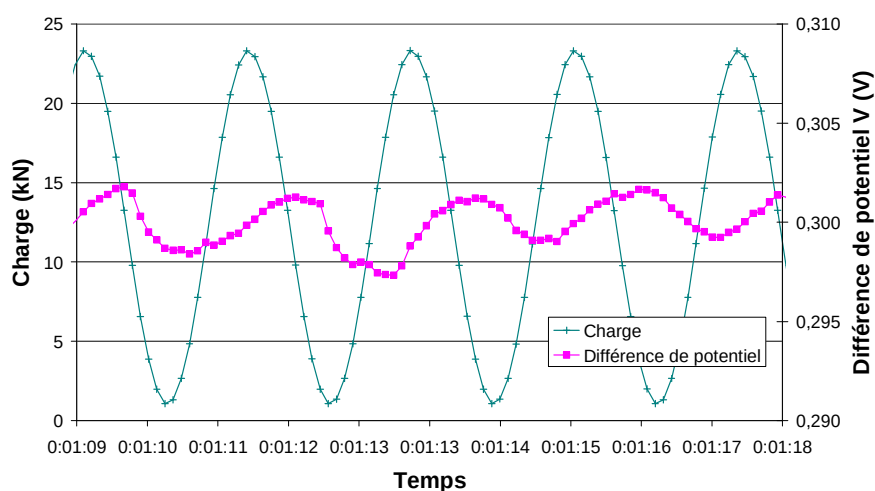


Figure B-52. Déphasage entre la mesure de la différence de potentiel et le chargement.

Le déphasage observé n'engendre cependant aucune erreur de mesure puisqu'il est constant au cours de l'essai. Nous avons aussi pu vérifier que l'utilisation d'une différence de potentiel normée permet de s'affranchir de l'effet de ce déphasage si la condition de mesure du potentiel au même instant pour chaque cycle est vérifiée.

La déformation élastique ne semble donc pas être la cause de l'erreur résiduelle du calcul numérique par rapport aux points expérimentaux. En revanche, l'intensité de la déformation plastique évolue au cours de la propagation d'une fissure, en particulier en pointe de fissure. L'influence de ce paramètre est notamment démontrée par Bessa et al. [BES72] qui étudient la relation entre la résistivité électrique d'un aluminium et la déformation sous différentes conditions de chargement. Dans sa thèse sur l'influence de la contrainte sur le pouvoir thermoélectrique des métaux, Roux [ROU08] caractérise également l'effet incontestable de la déformation plastique qui apparaît beaucoup plus important que celui d'une déformation élastique. Bien que cet effet soit bien établi, il n'est en revanche pas encore bien compris ni modélisé. Son influence a été caractérisée au cours de cette étude lors d'un essai de traction où la différence de potentiel est mesurée dans une zone saine de l'éprouvette. Les résultats présentés sur la figure B-53 indiquent clairement l'existence d'une augmentation importante et rapide de la différence de potentiel à partir de l'instant où la plasticité se généralise dans l'éprouvette. Cela illustre la nécessité de prendre en compte l'effet de la plasticité en pointe de fissure qui s'avère être une source importante d'erreur dans la mesure du potentiel. Cerny [CER04] met également en valeur l'influence de ce paramètre sur la détection de l'amorçage d'une fissure puisque l'apparition de plasticité occasionnant une augmentation de différence de potentiel pourrait être confondue avec la création d'une fissure.

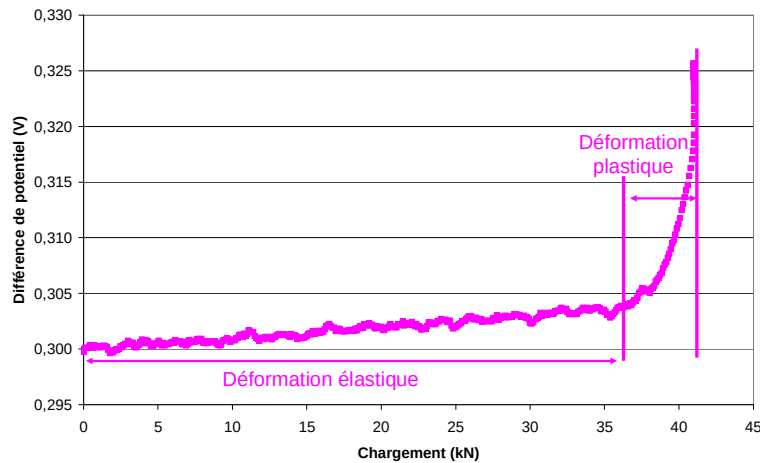


Figure B-53. Influence de la déformation plastique sur la mesure de différence de potentiel à température ambiante.

Les paramètres susceptibles d'influencer la mesure de potentiel ont été analysés au cours de cette étude. La plasticité semble être le seul paramètre non pris en compte dans la simulation numérique et influençant de manière importante la mesure électrique. Il semble donc essentiel d'être capable de rendre compte de l'influence de la déformation plastique dans le but d'obtenir une courbe de calibration la plus précise possible. Une stratégie de calibration sera développée pour cela dans la partie B.4.4. Les résultats énoncés ici sont valables dans le cas de la calibration des anomalies de type rayures mais également semi elliptique et semi circulaire. La calibration des anomalies de type choc apparaît, dans notre étude, plus complexe.

B.4.3. Cas des chocs

B.4.3.1. Résultat

La figure B-54 présente la comparaison entre le calcul numérique par éléments finis et les mesures expérimentales des marquages thermiques pour la calibration du suivi de la différence de potentiel.

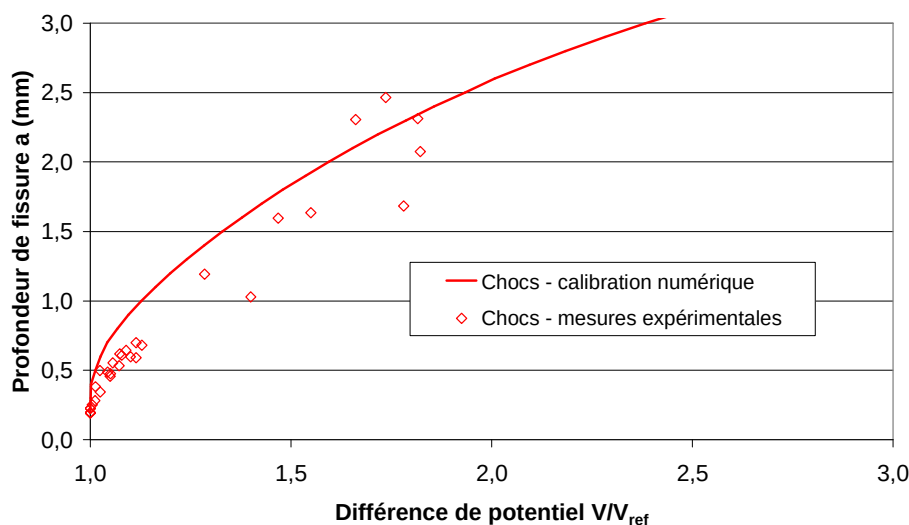


Figure B-54. Comparaison des calibrations numériques et expérimentales du suivi de la différence de potentiel pour les chocs.

L'erreur numérique apparaît importante pour les fissures courtes (de profondeur inférieure à 1 mm) : de l'ordre de 300 à 400 μm . Bien que le calcul numérique semble correspondre à une moyenne des points expérimentaux pour les fissures longues (de profondeur supérieure à 1 mm), l'erreur numérique reste élevée du fait de la dispersion très importantes des mesures de marquages thermiques dans ce domaine de propagation. Le calcul par éléments finis n'apparaît donc pas satisfaisant, dans ce cas, pour rendre compte d'une propagation avec un front de fissure complexe.

B.4.3.2. Amélioration de la calibration numérique des chocs

Les chocs testés au cours de cette étude engendrent une propagation complexe avec des fronts de fissures « en oreille » (cf. figure B-45 (a)) et des amorçages possibles dans les quatre coins de l'anomalie. Il semble ainsi logique que la simulation numérique d'un front semi elliptique, ayant les mêmes dimensions de profondeur et de longueur en surface que les fronts réels en oreille, donne des résultats non satisfaisants pour la calibration de ce type de fronts de fissure complexe. L'amélioration de la calibration numérique des chocs passe donc, dans un premier temps, par la modélisation de la forme réelle des fronts de fissure. Cette modélisation est beaucoup plus complexe à programmer et à mettre en place. Elle est donc testée pour les marquages thermiques de l'anomalie correspondant à la figure B-45 (a). Chaque marquage thermique en oreille est modélisé par deux fissures semi elliptiques que l'on reproduira dans la simulation numérique. Les fissures modélisées seront ainsi le plus proche possible de leur forme réelle. Un exemple de la modélisation de deux fissures semi elliptiques sur un marquage thermique en oreille est présenté sur la figure B-55. Trois marquages thermiques ainsi que la forme finale du front de fissure sont simulés de cette manière. On utilise également dans le calcul numérique la position exacte des points de mesure du potentiel. Le résultat de ces modélisations est présenté sur la figure B-56. L'erreur numérique est largement réduite pour les fissures longues où la forme du front de fissure en oreille est la plus prononcée. Dans ce cas, la modélisation de la forme exacte de la fissure s'avère de première importance pour la calibration de la technique. En revanche, le gain obtenu en précision pour les fissures courtes n'est pas très significatif. Il semble donc qu'un autre paramètre contrôle la mesure de différence de potentiel pour les fissures courtes.

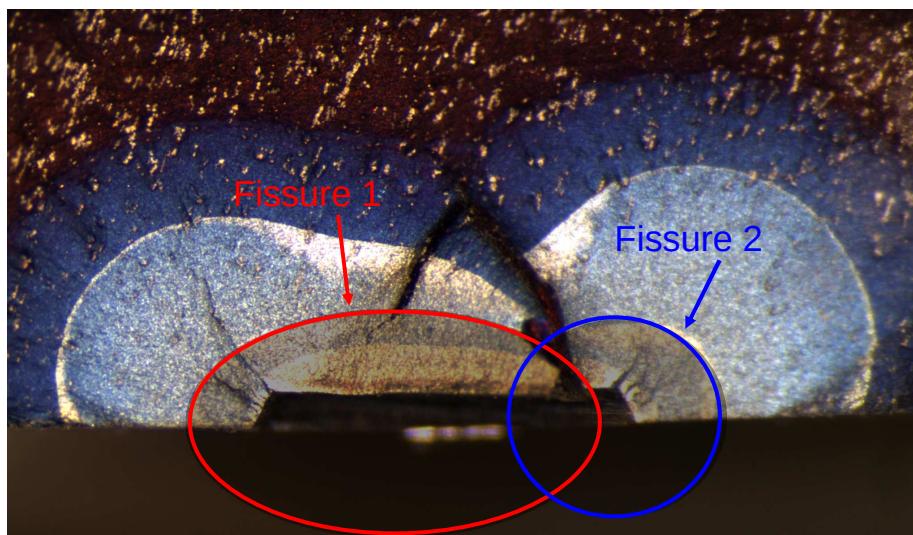


Figure B-55. Exemple de modélisation d'un front en oreille en deux fissures semi elliptiques.

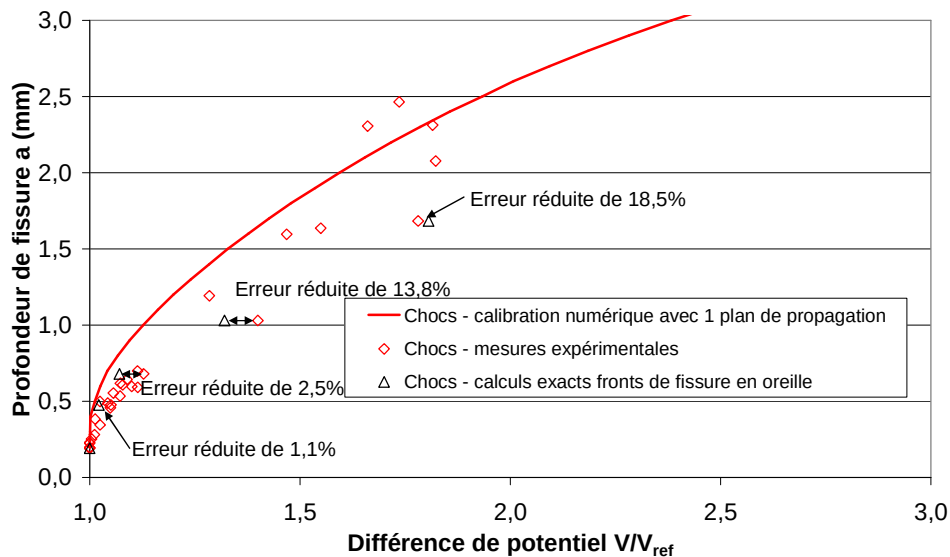


Figure B-56. Résultat de la modélisation numérique de la forme exacte des fronts de fissure en oreille.

Les observations des marquages thermiques et de la surface des éprouvettes contenant des chocs montrent que la propagation sur ce type d'anomalie a souvent lieu sur deux plans de propagation correspondant aux arêtes du choc (cf. figure B-57). Or la modélisation numérique ne simule qu'un seul plan de propagation, ce qui peut contribuer à la détermination d'une différence de potentiel erronée par rapport à l'expérience.

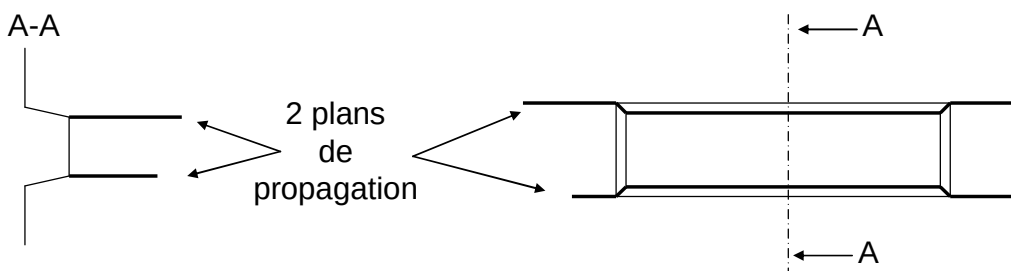


Figure B-57. Illustration des 2 plans de propagation sur une anomalie de type choc.

Une simulation numérique utilisant l'évolution moyenne de la forme des fronts de fissure a donc été effectuée en modélisant deux plans de propagation. Cette modélisation positionne, à chaque étape de calcul, la même fissure semi elliptique sur les deux plans de propagation. Le résultat de cette simulation est présenté sur la figure B-58 et comparé avec les points expérimentaux et le résultat de la simulation ne modélisant qu'un seul plan de propagation avec la même évolution semi elliptique du front de fissure. La modélisation de deux plans de propagation permet de corréler les points expérimentaux des fissures courtes de manière plus satisfaisante. En revanche, on surestime la différence de potentiel de la plupart des points correspondant aux fissures longues. Cela peut s'expliquer par le fait que, dans le domaine des fissures courtes, le front de propagation n'a pas encore une forme en oreille. En revanche, on peut supposer l'existence, dans ce domaine, des deux plans de propagation, dû à des amorçages de fissure sur les deux arêtes du choc. La modélisation de fissures semi elliptiques dans deux plans de propagation est donc satisfaisante pour déterminer la différence de potentiel dans le domaine des fissures courtes pour un choc. En revanche, dans le cas de fissures longues, la forme du front de fissure en oreille est très prononcée. De plus, on peut supposer que l'une des fissures dans un plan de propagation s'est propagée plus rapidement

que celles dans le second plan de propagation. L'effet de la forme du front de fissure en oreille semble donc plus important à modéliser dans ce cas, que l'existence de deux plans de propagation.

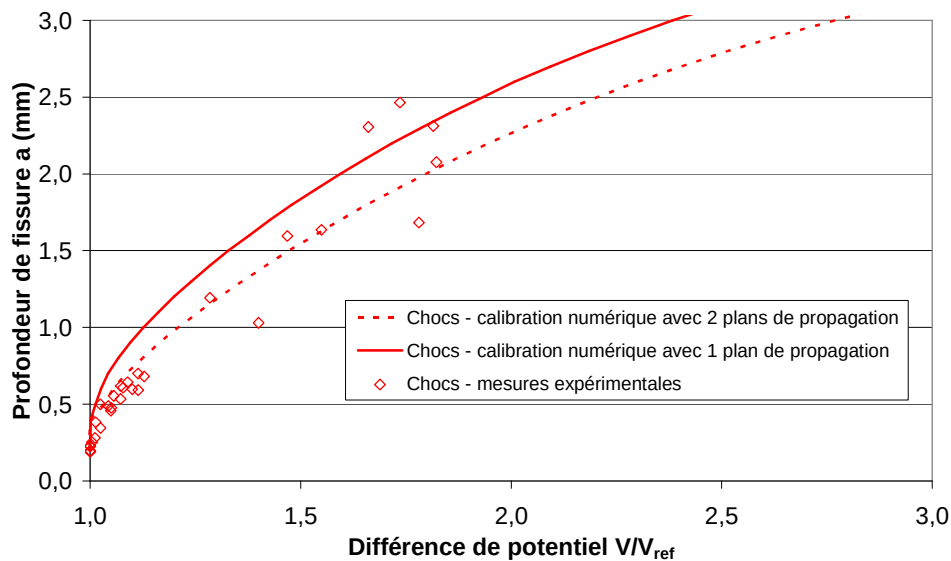


Figure B-58. Résultat de la simulation numérique modélisant 2 plans de propagation.

La calibration du suivi de la différence de potentiel sur les chocs apparaît particulièrement difficile du fait de la propagation complexe des fissures s'amorçant sur ce type d'anomalie. Il s'avère en effet impossible de connaître expérimentalement l'évolution précise de la forme de quatre fissures pouvant s'amorcer sur les quatre coins d'un choc. De plus, de la même manière que pour les anomalies de type rayure, la plasticité en pointe de fissure a vraisemblablement une influence non négligeable. Une stratégie particulière de calibration doit donc être développée pour traiter les résultats obtenus sur ce type d'anomalie.

B.4.4. Choix d'une stratégie de calibration

B.4.4.1. Cas des rayures

Dans le cas de notre étude, le nombre important de marquages thermiques réalisés a permis l'obtention d'une courbe de calibration très étoffée de la méthode du suivi de la différence de potentiel. L'interpolation de l'ensemble des points expérimentaux devrait donc résulter en une courbe de calibration d'une précision satisfaisante. Néanmoins, les travaux menés dans le but de mieux comprendre et maîtriser cette technique de suivi de la fissuration permettent de proposer une stratégie de calibration applicable dans un cas général d'utilisation de cette méthode. En effet, l'Inconel 718 DA testé dans cette étude ainsi que la température d'essai ont permis la réalisation de marquages thermiques pour obtenir aisément des points expérimentaux de calibration. Cependant, cette technique de marquage n'est pas transposable à tous les matériaux et toutes les températures. En fonction des conditions d'essais et du matériau de l'étude, il peut donc s'avérer très difficile et coûteux en temps et en éprouvette de réaliser autant de points expérimentaux pour la calibration. On ne retiendra donc pas la réalisation de mesures expérimentales, par des techniques de marquages thermiques ou mécaniques, comme stratégie générale de calibration.

Les résultats de la modélisation numérique des rayures montrent qu'il serait idéalement nécessaire de simuler l'anomalie, la forme exacte du front de fissure ainsi que la

position réelle des points de mesure pour obtenir la meilleure précision de calcul. Cependant, cette précision ne s'avère pas satisfaisante dans le domaine des fissures longues du fait de l'effet de la plasticité qui n'est pas pris en compte dans le calcul par éléments finis. L'amélioration de la précision de la calibration nécessite donc, dans ce cas, la détermination d'une erreur résiduelle moyenne basée sur la comparaison entre le calcul numérique et quelques points expérimentaux. Bien que cette méthode apparaisse comme la plus précise, elle nécessite la détermination d'une courbe de calibration par anomalie. En effet, la position des points de mesure, la taille de l'anomalie et l'évolution du front de fissure varient d'une anomalie à l'autre. Par conséquent, cette méthode s'avère trop chronophage et ne semble pas adaptée.

Finalement, le calcul numérique le plus pertinent est celui modélisant l'évolution moyenne du front de fissure et positionnant les points de mesure à la distance théorique fixée. De plus, dans le but d'éviter la détermination d'une courbe de calibration pour chaque profondeur théorique d'anomalie, on décide de ne pas modéliser d'anomalie de surface initiale. En effet, on a pu démontrer au cours de l'étude que l'écart entre les courbes de calibration obtenues par calcul numérique, avec et sans anomalie initiale, est inférieur à 3% sur la valeur de la profondeur de fissure déterminée pour une différence de potentiel donnée. L'erreur volontaire introduite, par la non modélisation de l'anomalie de surface, est donc faible et ne change pas fondamentalement la précision de la calibration numérique. A vrai dire, cette erreur volontaire réduit, par un biais artificiel, l'écart entre le calcul numérique et les points expérimentaux. Etant donné que la précision du calcul numérique avec ces hypothèses n'est pas satisfaisante sur tous les domaines de la propagation, il est nécessaire de déterminer une erreur résiduelle moyenne qui pourra rendre compte de l'effet des paramètres suivants :

- la plasticité en pointe de fissure ;
- la non modélisation de l'anomalie de surface initiale ;
- la modélisation d'une évolution moyenne du front de fissure ;
- la modélisation d'un positionnement théorique des points de mesure du potentiel.

La détermination de cette erreur résiduelle moyenne pourra se baser sur la comparaison avec quelques points expérimentaux de marquages thermiques ou mécaniques. Ces points expérimentaux devront couvrir efficacement le domaine de profondeur de fissure des essais. On pourra accorder une importance particulière à la couverture du domaine des fissures courtes où la mesure de la différence de potentiel est particulièrement sensible. Le nombre de points expérimentaux effectués dans ce domaine pourra par exemple être plus important. Les marquages expérimentaux réalisés permettront, en outre, de déterminer l'évolution moyenne du front de fissure à modéliser dans le calcul numérique.

Cette méthode a été appliquée pour déterminer la courbe de calibration du suivi de la différence de potentiel sur des anomalies de type rayure. Seulement dix marquages thermiques sur trois éprouvettes ont été exploités pour déterminer l'évolution moyenne du front de fissure et évaluer une erreur moyenne. Ces dix marquages ont donc été choisis pour couvrir efficacement le domaine de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayures. Cinq d'entre eux couvrent les faibles différences de potentiel qui correspondent a posteriori à des profondeurs inférieures à 500 μm . Les cinq autres permettent de couvrir le domaine des fissures supérieures à 500 μm . L'erreur déterminée à partir de ces points expérimentaux correspond à la correction qui doit être appliquée au calcul numérique pour retrouver la valeur expérimentale de la différence de potentiel correspondant aux fissures marquées thermiquement. Cette erreur est relativement faible, inférieure à 3,5% pour les fissures courtes

inférieures à 1mm mais elle augmente jusqu'à un maximum de 8,5% pour les fissures les plus longues. Cela pourrait être expliqué par le développement d'une zone plastique en pointe de fissure plus importante lorsque la profondeur de la fissure augmente. L'interpolation polynomiale de cette erreur est présentée sur la figure B-59.

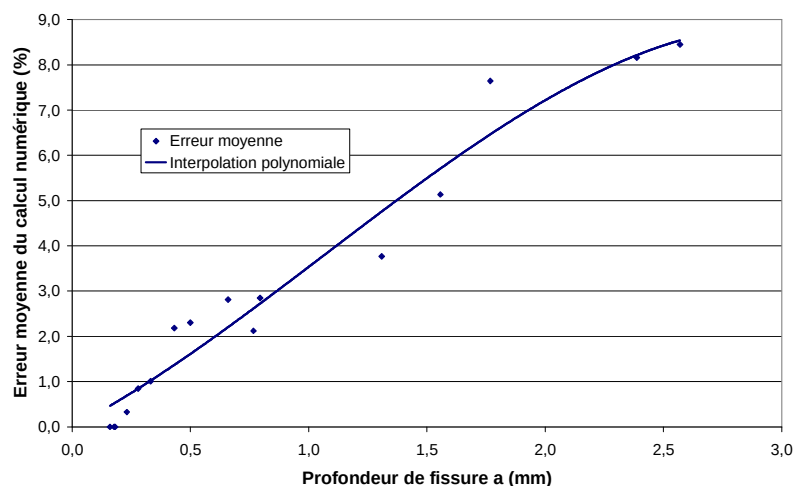


Figure B-59. Détermination de l'erreur moyenne de la calibration numérique mise en place.

La figure B-60 souligne que la méthode mise en place semble très satisfaisante. En effet, la précision qu'elle génère est tout à fait comparable à celle de la même méthode utilisant l'ensemble des points expérimentaux (c'est-à-dire 60 points au lieu de 10) pour déterminer l'évolution moyenne du front de fissure et l'erreur moyenne. En effet, l'erreur de calibration est en moyenne de 2,8% si l'ensemble des marquages expérimentaux est utilisé et elle n'augmente que de 0,4% si seulement 10 points expérimentaux sont utilisés.

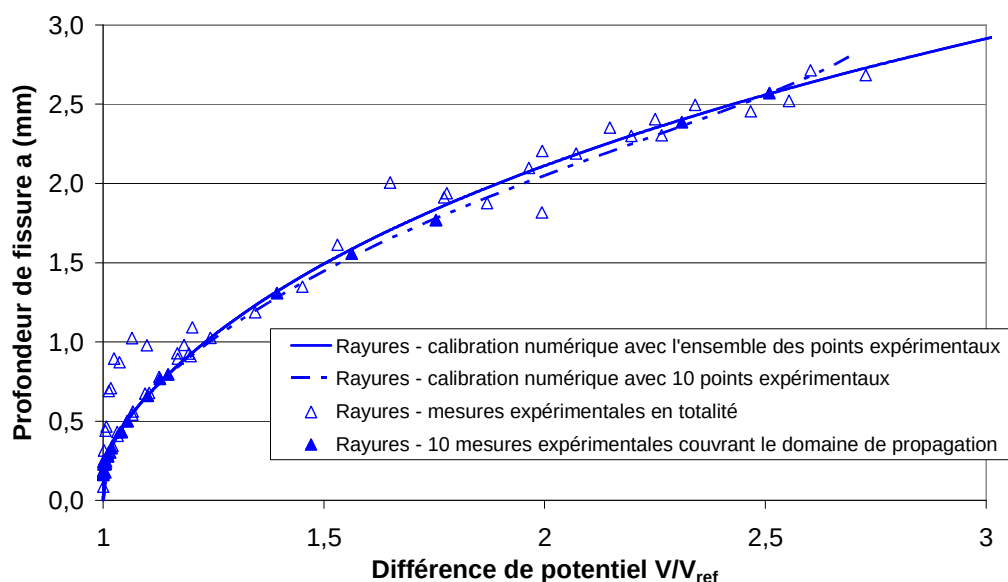


Figure B-60. Résultat de la stratégie de calibration.

La stratégie de calibration développée se base donc sur un calcul numérique par éléments finis simplifié, c'est-à-dire prenant en compte des paramètres moyens, et sur

l'analyse de quelques marquages expérimentaux permettant de définir une évolution moyenne du front de fissure ainsi que de déterminer une erreur moyenne du calcul numérique. Cette méthodologie de calibration a aussi été appliquée au cas des anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Les résultats apparaissent également très satisfaisants comme l'illustre le graphique de la figure B-61 qui trace les courbes de calibrations pour ces types d'anomalies.

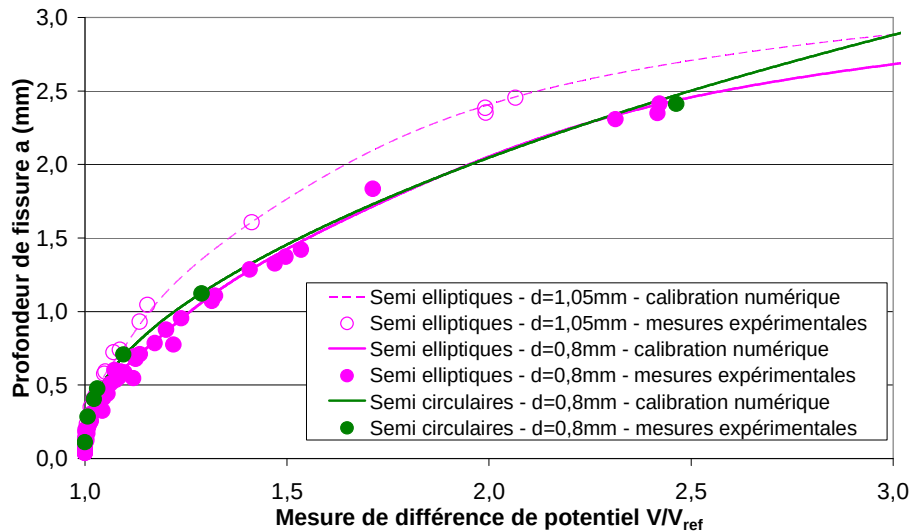


Figure B-61. Résultat de la calibration des anomalies semi elliptiques et semi circulaires.

Il est important de noter qu'on obtient aussi une très bonne précision en utilisant l'erreur moyenne déterminée pour les anomalies de type rayure, pour calibrer les anomalies semi elliptiques et semi circulaires. En effet, cette manipulation conduit à un écart inférieur à 3% avec les courbes de calibration évaluées avec une erreur moyenne spécifique aux anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Cela est valable quelle que soit la distance de positionnement des points de mesure. L'erreur moyenne semble donc dépendre en majeure partie de l'évolution de la forme du front de fissure qui est comparable pour les rayures, les anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Dans le cas de figure où les scénarios de propagation sont similaires, il n'est donc pas nécessaire de réaliser des marquages expérimentaux sur tous les types d'anomalies. On pourrait ainsi raisonnablement utiliser une seule courbe de calibration pour ces trois types d'anomalies. Dans le cadre de cette thèse, nous utiliserons une courbe de calibration spécifique pour chaque type d'anomalie dans le but d'exploiter les résultats de manière la plus précise possible.

B.4.4.2. Cas des chocs

Dans le cas de scénarios de propagation complexes, comme pour les anomalies de type chocs, la réalisation d'un nombre important de points expérimentaux pourrait permettre d'obtenir la courbe de calibration la plus précise. Cependant, de la même manière que pour les anomalies de type rayure, cette méthode n'est pas transposable à tous les matériaux et toutes les conditions d'essais. On recommande donc d'appliquer la stratégie de calibration décrite pour les rayures et de tirer un maximum d'informations des quelques marquages expérimentaux permettant de définir l'évolution moyenne du front de fissure et l'erreur moyenne. L'analyse de ces points expérimentaux doit permettre d'identifier les paramètres contrôlant la mesure de la différence de potentiel, comme par exemple les sites d'amorçage privilégiés, les plans de propagation ainsi qu'une éventuelle forme particulière du front de fissure. Ces informations permettent de mieux définir les paramètres pris en compte dans l'erreur moyenne. Dans le cas des anomalies de type choc, celle-ci est assez importante

puisqu'elle évalue l'influence de la forme en oreille du front de fissure et du double plan de propagation. L'application de cette stratégie conduit à la détermination de la courbe de calibration présentée sur la figure B-62. C'est cette courbe qui sera retenue pour l'exploitation et l'analyse des résultats obtenus sur ce type d'anomalie.

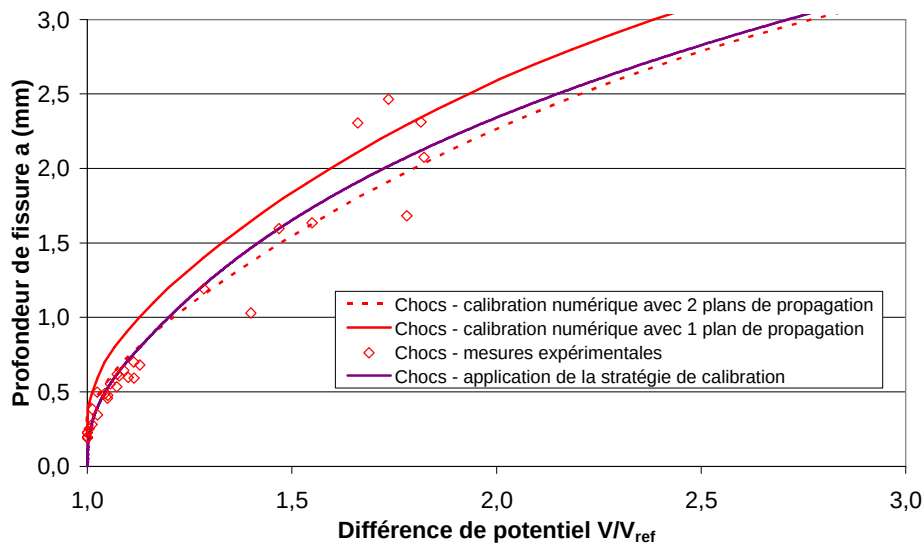


Figure B-62. Application de la stratégie de calibration pour les anomalies de type choc.

B.4.4.3. Perspectives de calibration

Dans un cadre général, on peut critiquer l'utilisation de la technique de suivi de différence de potentiel dans le cas de propagations complexes. En effet, dans l'utilisation qui en est faite dans cette étude, les données expérimentales de mesures électriques ne permettent pas de découpler les effets de multi amorçages et multi fissuration mis en jeux. La compréhension de ces phénomènes nécessite d'adapter la technique de mesure. La solution pourrait être d'utiliser un réseau de points de mesure permettant de couvrir la largeur de l'éprouvette de part et d'autre des différents plans de propagation. L'inconvénient réside dans la difficulté de mise en œuvre d'une telle technique expérimentale. On peut également penser au développement d'un outil permettant un déplacement contrôlé de la mesure de différence de potentiel sur une surface. Les sites d'amorçages pourraient ainsi être détectés sur toute la surface d'une éprouvette. De la même manière, les fronts de propagation complexes seraient caractérisés beaucoup plus précisément. Toutefois, la mise en œuvre de ce type d'outil à haute température apparaît comme un challenge important.

Outre les différentes possibilités d'adaptation de la technique de mesure expérimentale, les perspectives de calibration résident principalement dans la prise en compte de l'effet de la plasticité dans la calibration numérique. L'ensemble des travaux d'analyse de la technique laisse en effet penser que le dernier paramètre non contrôlé est l'influence de la zone plastique en pointe de fissure. Nous pouvons proposer ici différentes méthodes pour prendre en compte ce paramètre. Ces méthodes permettraient de s'affranchir de l'utilisation d'une erreur moyenne et conduiraient à obtenir directement une courbe de calibration précise par le calcul numérique. Toutefois, il est important de souligner que la réalisation de quelques points expérimentaux resterait indispensable dans le but d'évaluer l'évolution moyenne du front de fissure au cours de la propagation.

La première méthode consiste à modéliser un front de fissure corrigé, d'une taille plus importante que le front de fissure réel, pour simuler la présence d'une zone plastique en pointe de fissure qui tend à augmenter la mesure de différence de potentiel. En effet, la comparaison entre les points expérimentaux et la calibration numérique, dans le cas des anomalies de type rayure, a permis de déterminer la correction nécessaire à appliquer au front de fissure pour obtenir une précision satisfaisante du calcul numérique. Cette correction est comparée dans la figure B-63 au rayon de la zone plastique en pointe de fissure déterminée selon la formule (B-8) proposée par Irwin pour un état de déformation plane et une zone plastifiée circulaire :

$$r_{zp} = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (\text{B-8})$$

Où r_{zp} est le rayon de la zone plastifiée, K est le facteur d'intensité de contrainte et σ_y est la limite d'élasticité du matériau.

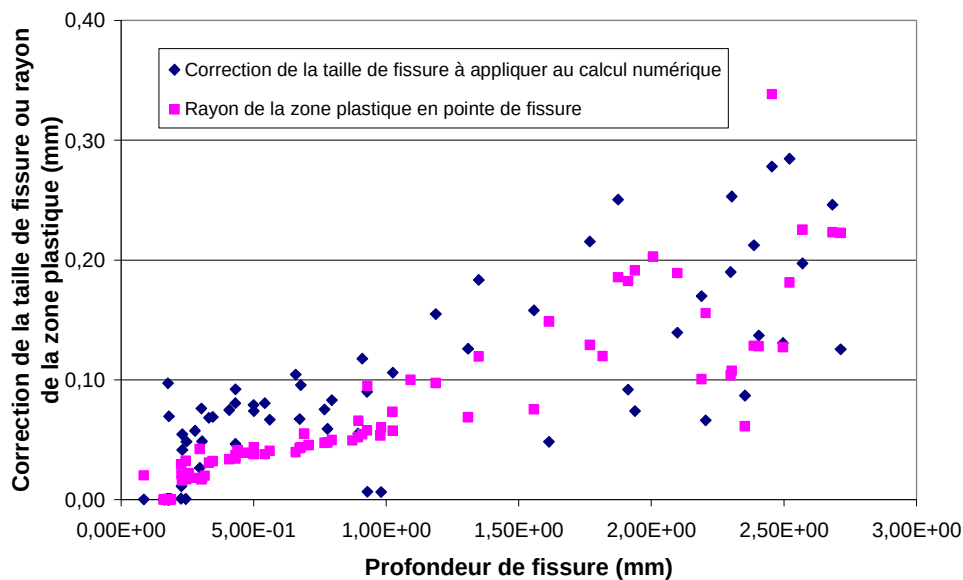


Figure B-63. Comparaison entre la correction de la profondeur de fissure et le rayon de la zone plastique en pointe de fissure.

Le graphique de la figure B-63 montre que la correction à appliquer au calcul numérique pour rendre compte de l'effet de la plasticité est très proche de la valeur du rayon de la zone plastifiée en pointe de fissure. Il apparaît donc cohérent de modéliser une fissure d'une profondeur corrigée par la valeur du rayon de la zone plastifiée en pointe de fissure. L'utilisation de cette hypothèse de modélisation affiche des résultats très prometteurs. En effet, comme l'illustre la figure B-64, l'écart entre la courbe de calibration obtenue par cette méthode et la courbe utilisant la stratégie de calibration décrite précédemment est inférieur à 1%.

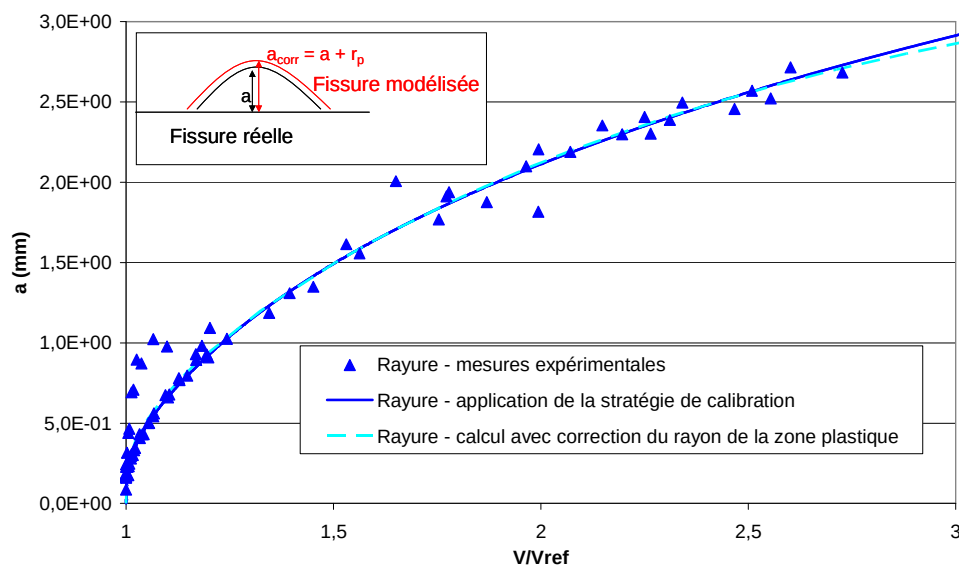


Figure B-64. Résultat de la calibration avec correction du rayon de la zone plastique dans le calcul numérique.

La validité de ce type de modélisation reste cependant à confirmer pour d'autres configurations d'essais (géométrie, chargement, ...). C'est pourquoi il semble préférable pour le moment d'utiliser une correction expérimentale de l'effet de la zone plastique en pointe de fissure telle que nous l'avons proposé. On note que dans la configuration de notre étude, la même correction de la plasticité est utilisée pour calibrer les mesures électriques effectuées sur les essais testés à 800 MPa et 1050 MPa. Or, on aurait pu s'attendre à ce que l'influence de la zone plastique en pointe de fissure varie en fonction de la contrainte maximale. Ainsi, il apparaît nécessaire de contrôler cet effet dans d'autres cas de sollicitation. La perspective générale de calibration serait donc d'étudier et de modéliser l'effet de la plasticité généralisée sur la mesure électrique en fonction des conditions d'essais. Le modèle développé pourrait alors être adapté pour évaluer l'effet de la plasticité locale en pointe de fissure. Ce type de modélisation semble optimal dans la perspective d'établir une stratégie de calibration générale de la technique de suivi de la différence de potentiel. De cette manière, tous les paramètres ayant un rôle dans la mesure électrique du potentiel seraient pris en compte dans une simulation numérique par éléments finis.

Conclusions intermédiaires et perspectives

Une campagne expérimentale d'essais de fatigue sur éprouvettes contenant des anomalies de surface a été mise en place. Les essais sont menés en contrainte imposée avec des conditions de chargement et de températures représentatives du domaine de sollicitations vues en service par une turbine haute pression. Le suivi de la fissuration à partir des anomalies de surface est exécuté par une méthode de mesure de la différence de potentiel et l'objectif de ce chapitre est d'améliorer notre connaissance de cette technique de manière à pouvoir exploiter ses résultats de manière fiable.

Une calibration numérique utilisant un modèle éléments finis contrôlé par un script python a été proposé pour calibrer la technique de suivi électrique. Ce type de calcul permet de prendre en compte simplement et rapidement la géométrie de l'éprouvette, la forme du front de fissure et la position des points de mesure. Des marquages thermiques ont été réalisés

pour l'élaboration de points expérimentaux de calibration. Cette technique est parfaitement adaptée dans la configuration de notre étude pour révéler la forme du front de fissure à un instant donné de la propagation. Celui-ci est en effet visible à posteriori sur le faciès de rupture des éprouvettes. De plus, il n'introduit aucune perturbation de la vitesse de propagation pour l'Inconel 718DA testé ici.

Les simulations numériques ont permis de mettre en évidence l'influence prédominante de la position des points de mesure du potentiel et de la forme du front de fissure. Comme le résume la figure B-65, la sensibilité de la technique augmente avec une faible distance entre les points de mesure et le plan de propagation. La détection de l'amorçage nécessite aussi un positionnement le plus proche possible du site d'amorçage de la fissure. L'évolution du front de fissure doit également absolument être pris en compte pour maximiser la précision de la calibration.

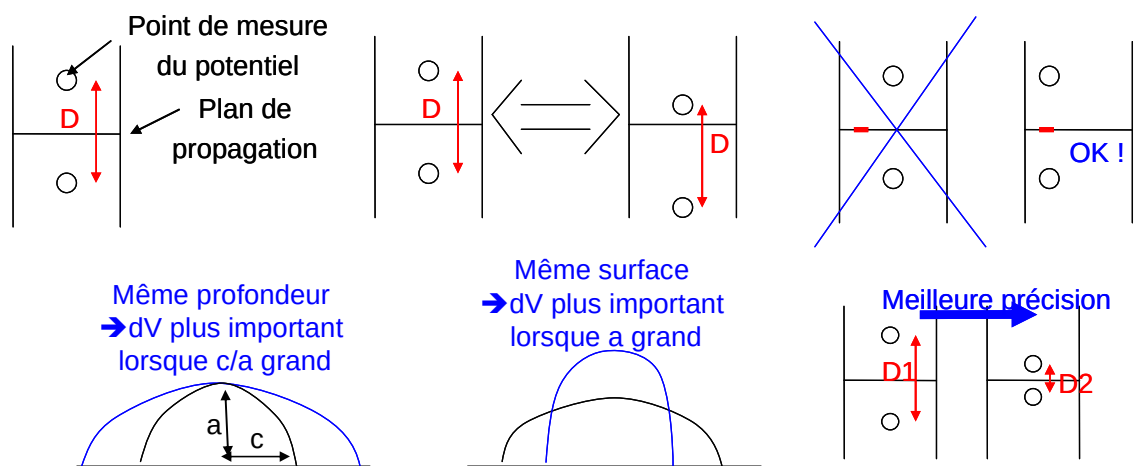


Figure B-65. Résumé de l'influence de la position des points de mesure et de la forme du front de fissure sur la mesure de la différence de potentiel.

Une précision satisfaisante a été trouvée entre les mesures expérimentales et la calibration numérique. L'étude poussée des écarts entre ces deux calibrations a résulté en une excellente maîtrise de la mesure électrique. Une stratégie de calibration, applicable dans un cas général d'utilisation du suivi de la différence de potentiel, a été proposée. Cette stratégie implique l'utilisation d'un calcul éléments finis couplé à l'analyse de quelques points de marquages expérimentaux pour connaître l'évolution de la forme du front de fissure et l'erreur résiduelle moyenne vraisemblablement engendrée par la plasticité.

Le dernier paramètre non décrit dans la modélisation numérique et influençant la mesure de potentiel est l'effet de la zone plastifiée en pointe de fissure. La modélisation de cet effet dans le but d'être capable d'obtenir une calibration numérique complète est l'une des perspectives de ce travail. Un modèle basé sur l'effet de la plasticité généralisée pourrait être déterminé et utilisé pour évaluer l'influence de la zone plastique en pointe de fissure. Une correction de la profondeur de fissure modélisée par le rayon de cette zone plastique pourrait également être appliquée.

Le développement d'un nouveau montage expérimental, permettant une mesure de la différence de potentiel en n'importe quel point autour de l'anomalie ou d'une fissure, constitue une autre perspective importante. L'utilisation d'un tel outil permettrait en effet de caractériser de manière plus précise des formes complexes de front de fissure et de détecter efficacement l'amorçage d'une fissure en n'importe quel point d'une éprouvette.

Bibliographie de la partie B

- [ABB11] M. Abbadi, P. Hähner, S. Belouettar, M. Zenasni. Fatigue crack growth in nickel-based superalloys at elevated temperature. *Materials and Design* (2011), 2710-2716
- [AND06] M. Andersson, C. Persson, S. Melin. Experimental and numerical investigation of crack closure measurements with electrical potential drop technique. *International Journal of Fatigue* (2006), 1059-1068
- [ARO79] G. H. Aronson, R. O. Ritchie. Optimization of the electrical potential technique for crack growth monitoring in compact test pieces using finite element analysis. *Journal of Testing and Evaluation* 1979; p208-214
- [BAU78] G. Baudin, H. Policella. Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure. *La recherche aérospatiale* 1978; p195-203.
- [BAU79] G. Baudin, H. Policella. Détermination de fronts de fissure dans les pièces métalliques tridimensionnelles par mesure électrique. *La recherche aérospatiale* (1979) 73-85
- [BES72] F. A. Bessa, G. A. Hassan. Effect of stress on resistivity-strain relation of aluminium. *Fizika* 1972;4:189-92
- [CAS10] A. Casanova. Origines des variations de propriétés mécaniques de l'alliage Inconel 718DA en relation avec ses caractéristiques microstructurales. *Rapport de projet de fin d'étude* (2010) ENSMA
- [CER01] I. Cerny. Measurement of subcritical growth of defects in large components of nuclear power plants at elevated temperatures. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* (2001), 893-902
- [CER04] I. Cerny. The use of DCPD method for measurement of growth of cracks in large components at normal and elevated temperatures. *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004), 837-848
- [CER11] I. Cerny. Growth and retardation of physically short fatigue cracks in an aircraft Al-alloy after shot peening. *Procedia Engineering* 10 (2011), 3411-3416
- [CLA75] G. Clark, J.F. Knott. Measurement of fatigue cracks in notched specimens by means of theoretical electrical potential calibrations. *J. Mech. Phys. Solids* (1975), 265-276
- [COL92] R. Collins, D. H. Michael, R. Clark. Measurement of crack depth in a transition weld using ACPD. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation* 1992; p545-552
- [ENM92] M. Enmark, G. Lucas, G.R. Odette. An electric potential drop technique for characterizing part-through surface cracks. *Journal of Nuclear Materials* (1992), 1038-1041
- [EVA97] WJ. Evans, SH. Spence. Characterization of crack tip and geometry induced closure. *International Journal of Fatigue* (1997), 205-210

[FAR09] N. Fargues. Analyse métallurgique fine d'un brut de forge en Inco 718DA *Rapport de stage ingénieur* (2009) ENSMA

[GAN01] L. Gandossi, S.A. Summers, N.G. Taylor, R.C. Hurst, B.J. Hulm, J.D. Parker. 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. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* (2001), 881-891

[GHA04] R. Ghajar. An alternative method for crack interaction in NDE of multiple cracks by means of potential drop technique. *NDT&E International* (2004) 539-544

[GRE88] D. A. Green, J. M. Kendall, J. F. Knott. Analytic and analogue techniques for determining potential distributions around angled cracks. *International Journal of Fracture* 1988;37: R3-R12

[HIC82] M. A. Hicks, A. C. Pickard. A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination. *International Journal of Fracture* 1982; p91-101

[HIL12] MR. Hill, DH. Stuart. Direct current potential difference correlation for open-hole, single-crack coupons. *Engineering Fracture Mechanics* (2012)

[JOH65] H. H. Johnson. Calibrating the electrical potential method for studying slow crack growth. *Materials Research and Standards* (1965) 442-445

[NIC95] High-temperature, high-strength nickel base alloys. *Nickel Development Institute*. 1995

[RIT71] R. O. Ritchie, G. G. Garrett, J. F. Knott. Crack growth monitoring: optimization of the electrical potential technique using an analogue method. *International Journal of Fracture Mechanics* 1971; p462-467

[RIT79] R. O. Ritchie, K. J. Bathe. On the calibration of the electrical potential technique for monitoring crack growth using finite element methods. *International Journal of Fracture* 1979; p47-55

[ROU08] P. Roux. Etude de l'influence de la contrainte, du champ magnétique et de la température sur le pouvoir thermoélectrique des matériaux métalliques. PhD thesis. INSA Lyon – 2008

[SAT07] Y. Sato, T. Atsumi, T. Shoji. Application of induced current drop technique for measurements of cracks on internal wall of tube-shaped specimens. *NDT&E International* (2007), 497-504

[SAT12] Y. Sato, N. Kawaguchi, N. Ogura, T. Kitayama. Automated visualization of surface morphology of cracks by means of induced current potential drop technique. *NDT&E International* (2012), 83-89

[SCH81] K. H. Schwalbe, D. Hellman. Application of the electrical potential method to crack length measurements using Johnson's formula. *Journal of Testing and Evaluation* 1981;3:218-21

[SPI08] V. Spitas, C. Spitas, P. Michelis. Real-time measurement of shear fatigue crack propagation at high-temperature using potential drop technique. *Measurement* (2008), 424-432

[SPI10] V. Spitas, C. Spitas, P. Michelis. A three-point electrical potential difference method for in situ monitoring mixed-mode cracks at high temperature. *Measurement* (2010), 950-959

[SPO09] G. Sposito. Advances in potential drop techniques for non destructing testing. *PhD Thesis*. (2009) Imperial college London

[SPO10] G. Sposito, P. Cawley, PB. Nagy. An approximate model for three-dimensional alternating current potential drop analyses using a commercial finite element code. *NDT&E International* (2010), 134-140

[YOU83] C. P. You, J. F. Knott. Electrolytic tank simulation of the potential drop technique for crack length determinations. *International Journal of Fracture* 1983;23: R139-R141

Partie C – Résultats expérimentaux

C.1. DUREE DE VIE	156
C.1.1. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR	158
C.1.1.1. RAYURE	158
C.1.1.2. CHOC	159
C.1.2. INFLUENCE DU TYPE D'ANOMALIE	160
C.1.3. INFLUENCE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE	161
C.1.4. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	162
C.2. AMORÇAGE	164
C.2.1. DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE	164
C.2.1.1. CRITERE	164
C.2.1.2. RAYURE	166
C.2.1.3. CHOC	167
C.2.1.4. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	169
C.2.2. SITES D'AMORÇAGE	170
C.2.2.1. RAYURE	170
C.2.2.2. CHOC	171
C.2.2.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	171
C.2.3. FRACTOGRAPHIE	172
C.2.3.1. RAYURE	172
C.2.3.2. CHOC	174
C.2.3.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	174
C.3. PROPAGATION	175
C.3.1. CALCULS PROPAG	176
C.3.2. VITESSES DE PROPAGATION	182
C.3.2.1. EXPLOITATION DES MESURES DE POTENTIEL	182
C.3.2.2. VALIDITE DES MESURES ET DU DEPOUILLEMENT	184
C.3.2.3. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES RAYURES	187
C.3.2.4. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES CHOCS	189
C.3.2.5. ANALYSE DES VITESSES DE PROPAGATION POUR LES ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	190
C.3.3. SCENARIOS DE PROPAGATION	190
C.3.3.1. RAYURE	190
C.3.3.2. CHOC	191
C.3.3.3. ANOMALIES SEMI ELLIPTIQUES ET SEMI CIRCULAIRES	192
CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES	193
BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE C	195

Partie C – Résultats expérimentaux

A ce stade de l'étude, la calibration de la technique de suivi de la propagation sur anomalies de surface par mesure de différence de potentiel est maîtrisée. Nous exposons donc maintenant les résultats des essais entrepris pour comprendre les mécanismes régissant l'amorçage, la micropropagation et la propagation de fissures à partir de rayures et de chocs. Une analyse de l'influence de la contrainte maximale, de la température, de la profondeur et du type d'anomalie sur la durée de vie en fatigue sera tout d'abord présentée. On s'intéressera ensuite au comportement à l'amorçage des rayures, chocs et anomalies semi elliptiques et semi circulaires avant d'exploiter les mesures électriques expérimentales pour analyser les vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir de ces anomalies de surface.

Remarque : Pour faciliter le discours sur la présentation et l'analyse des résultats, nous parlerons de « durée de vie des anomalies ». Il s'agira de la durée de vie des éprouvettes où l'une des deux anomalies introduites a mené à la rupture. La seconde anomalie a pu conduire à l'amorçage et la propagation d'une fissure mais elle ne sera pas exploitée en terme de durée de vie. Nous utiliserons un abus de langage similaire en parlant « d'anomalies sollicitées dans une condition de chargement donnée » au lieu de préciser que c'est l'éprouvette contenant les anomalies qui est soumise à ce chargement. Ces abus de langage permettront de ne pas alourdir la rédaction.

C.1. Durée de vie

Au cours des campagnes expérimentales menées dans cette étude, 64 éprouvettes au total ont été testées. Parmi elles, 24 éprouvettes ont servi à caractériser de manière spécifique les phénomènes mis en jeux lors des premiers stades de propagation. Leurs résultats seront discutés dans la partie D. Deux éprouvettes ont permis la mise au point du montage expérimental et l'étalonnage du four. 38 essais ont donc été conduits sous les conditions de sollicitations décrites dans la partie précédente, c'est-à-dire :

- en force imposée ;
- avec des cycles sinusoïdaux à une fréquence de 2 Hz ;
- à des températures de 450°C ou 550°C ;
- avec des contraintes maximales de 800 MPa ou 1050 MPa ;
- avec un rapport de charge $R = 0,05$.

Nous exposons ici les résultats obtenus sur ces 38 éprouvettes à travers l'analyse de l'influence de la profondeur et du type d'anomalies, de la contrainte maximale et de la température. Pour ce dernier paramètre, même si la plupart des essais ont été menés à 550°C, 7 éprouvettes ont été sollicitées à une température de 450°C. L'analyse de l'influence des autres paramètres sera présentée pour une température de 550°C. Le tableau C-1 présente les résultats de ces 38 essais menés à l'ENSMA sur des anomalies de surface.

T (°C)	Lot	Eprouvette	Type anomalie	prof. (µm)	σ_{max}	R _σ	Nexp_final	Statut
450	FK000072	1EG	rayure	150	1050	0,05	7011	Rompu côté A
450	FK000072	2GG	rayure	150	1050	0,05	9740	Rompu côté B
450	FK000072	2AC	rayure	150	800	0,05	37144	Rompu côté B
450	FK000072	2CD	rayure	50	1050	0,05	15830	Rompu côté A
450	FK000072	2FD	rayure	50	800	0,05	58304	Non rompu
450	FK000072	2GD	choc	200	1050	0,05	9916	Rompu côté A
450	FK000072	2FG	choc	200	800	0,05	36755	Rompu côté A
550	FK000072	1ED	rayure	150	1050	0,05	5723	Rompu côté A
550	FK000072	1FC	rayure	150	1050	0,05	4611	Rompu côté B
550	FK000072	1FD	rayure	150	800	0,05	25294	Rompu côté B
550	FK000072	1HC	rayure	150	800	0,05	19066	Rompu côté B
550	FK000072	1DG	rayure	150	800	0,05	14150	Rompu côté A
550	FK000072	1HD	rayure	150	800	0,05	15924	Rompu côté A
550	FK000072	2AG	rayure	50	1050	0,05	9225	Rompu côté B
550	PA541648	6I2	rayure	50	1050	0,05	5558	Rompu côté A
550	FK000072	1GC	rayure	50	800	0,05	653065	Non rompu
550	PA541648	3A2	rayure	50	800	0,05	19091	Rompu côté A
550	FK000072	1HG	rayure	50	800	0,05	100000	Non rompu
20	FK000072	1FG	choc	200	Rompu à froid sans cyclage			Rompu côté A & B
550	FK000072	2HD	choc	200	1050	0,05	6012	Rompu côté A
550	PA541648	3C2	choc	200	1050	0,05	4702	Rompu côté A
550	FK000072	1GG	choc	200	1050	0,05	6116	Rompu côté A
550	FK000072	2EC	choc	200	800	0,05	23111	Rompu côté A
550	FK000072	1GD	choc	200	800	0,05	21016	Rompu côté A
550	FK000072	2CC	choc	200	800	0,05	15486	Rompu côté A
550	FK000072	1EC	choc	200	800	0,05	14862	Rompu côté B
550	FK000072	2BC	choc	200	800	0,05	200	Non rompu
550	PA541648	3C3	choc	200	800	0,05	20480	Rompu côté A
550	PA541648	2C3	choc	100	1050	0,05	5736	Rompu côté A
550	PA541648	2C4	choc	100	1050	0,05	8001	Rompu côté A
550	PA541648	2C1	choc	100	800	0,05	43404	Rompu côté A
550	PA541648	2C2	choc	100	800	0,05	39211	Rompu côté B
550	PA541648	3A3	semi elliptique	100	800	0,05	9608	Rompu côté B
550	PA541648	6A2	semi elliptique	100	800	0,05	7775	Rompu côté B
550	PA541648	6I3	semi elliptique	100	800	0,05	9641	Rompu côté B
550	PA541648	5I2	semi elliptique	50	800	0,05	50000	Non rompu
					1050	0,05	5950	Rompu côté A
550	PA541648	7I3	semi circulaire	100	800	0,05	12588	Non rompu
550	PA541648	3A1	semi circulaire	100	800	0,05	24903	Rompu côté A

Tableau C-1. Matrice d'essais menés à l'ENSMA

On exploitera aussi les résultats de durée de vie des essais menés par SNECMA. Ils nous permettront de comparer et valider les résultats obtenus à l'ENSMA et apporteront des données complémentaires pour l'analyse paramétrique conduite ici. Au total, 55 essais ont été menés par SNECMA dans des conditions de sollicitations plus larges que celles fixées pour cette étude. Ainsi, 6 éprouvettes ont été testées à 200°C, 4 à 450°C et 11 à 600°C. Cette dernière température correspond à un nouveau besoin industriel qui a vu le jour au cours de l'étude. Sur les 34 essais menés à 550°C par SNECMA, on utilisera principalement les résultats de 14 d'entre eux qui ont été testés dans des conditions similaires à celles fixées ici, c'est-à-dire avec des cycles sinusoïdaux et un rapport de charge de 0,05. En effet, parmi l'ensemble de ces essais, 12 ont été réalisés avec un rapport de charge de -0,25, 4 avec un rapport de charge de 0,5 et 4 autres avec des cycles incluant des temps de maintien de 300 s. L'ensemble des résultats des essais menés à SNECMA est présenté en annexe de ce manuscrit.

Les résultats des essais menés à SNECMA et à l'ENSMA sont tout à fait comparables en termes de durée de vie à la rupture. Il ne sera donc fait aucune différence de provenance des essais dans l'analyse des résultats menée ci-après.

C.1.1. Influence de la profondeur

C.1.1.1. Rayure

Parmi les 31 éprouvettes testées à 550°C à l'ENSMA, 11 éprouvettes contenaient des anomalies de type rayure. Pour 6 d'entre elles, les rayures avaient une profondeur de 150 μm et pour les 5 autres, une profondeur de 50 μm . Les essais effectués par SNECMA permettent d'obtenir des résultats complémentaires pour 3 éprouvettes contenant des rayures de 150 μm , 3 de 50 μm et 4 de 25 μm . La figure C-1 présente les durées de vie de ces essais en fonction de la contrainte maximale appliquée et de la profondeur des rayures.

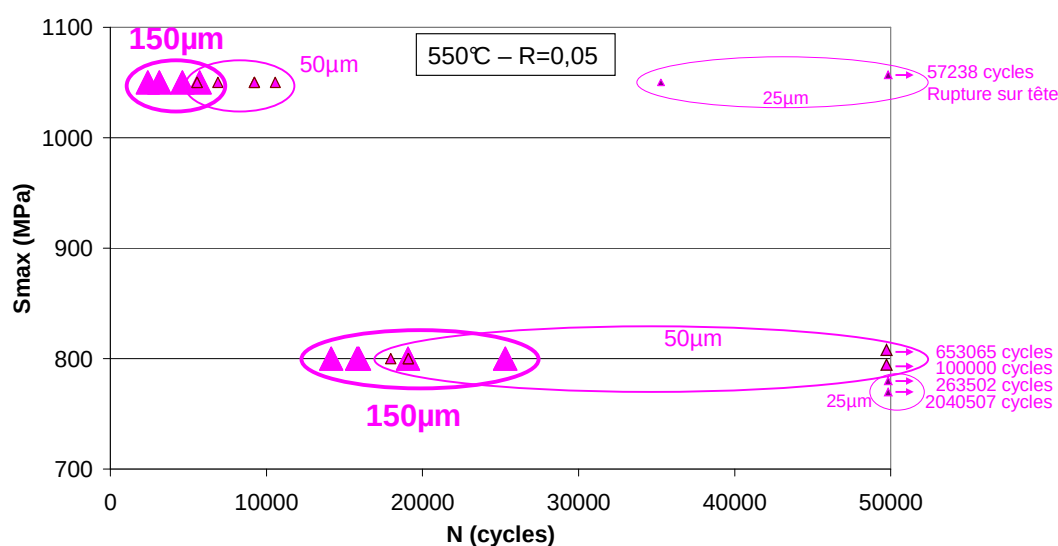


Figure C-1. Influence de la profondeur sur la nocivité en fatigue des anomalies de type rayure.

Les flèches présentes sur le graphique de la figure C-1 indiquent les essais stoppés car ils n'ont pas conduit à la rupture et aucune trace d'amorçage n'est détectée après un nombre important de cycle. Une seule rayure de 25 μm , sollicitée à 1050 MPa, a conduit à une rupture sur la tête filetée de l'éprouvette avant qu'un amorçage sur anomalie soit détecté. Ce graphique montre que les rayures de 25 μm ne semblent pas nocives à cette température pour une contrainte maximale de 800 MPa. Pour une contrainte de 1050 MPa, une seule des deux éprouvettes contenant des rayures de 25 μm a rompu sur une anomalie, la seconde a conduit à un amorçage dans la tête de l'éprouvette. Le faible nombre d'essais conduits sur des rayures de 25 μm et les données disponibles sur ces essais ne permettent pas de statuer définitivement sur la nocivité des rayures de 25 μm de profondeur. Des essais complémentaires seraient nécessaires pour cela.

La nocivité des rayures de 50 μm sollicitées à 550°C et 800 MPa pose également question. En effet, deux des éprouvettes seulement, sur les quatre testées dans ces conditions, ont conduit à la rupture. L'une de ces deux éprouvettes contenait des rayures de profondeur réelle 75 μm . Néanmoins, les trois autres éprouvettes possédaient des rayures de profondeur comparables d'environ 50 μm . Dans ces conditions de sollicitations, les anomalies de 50 μm semblent donc constituer un seuil de nocivité. Un nombre plus important d'essais pourrait permettre de vérifier cette hypothèse et de déterminer plus précisément ce seuil.

En revanche, pour une contrainte maximale de 1050 MPa, on constate que, dans toutes les éprouvettes, l'une des deux rayures de 50 μm a conduit à la rupture. A cette contrainte maximale, on peut donc chiffrer l'influence de la profondeur de ce type d'anomalie. En moyenne, les rayures de 150 μm de profondeur présentent une durée de vie en fatigue (4000 cycles) quasiment deux fois moins importante que les rayures de 50 μm (7800 cycles). Pour une contrainte maximale de 800 MPa, on note que toutes les rayures de 150 μm de profondeur sont nocives. Leur durée de vie est en moyenne de 18000 cycles.

C.1.1.2. Choc

Les campagnes expérimentales menées à l'ENSMA ont permis de tester 14 éprouvettes contenant des anomalies de type choc dans les conditions de sollicitations fixées. On recense également 4 essais sur des chocs parmi ceux réalisés par SNECMA. Les durées de vie de ces essais en fonction de la contrainte maximale et de la profondeur de l'anomalie sont présentées sur la figure C-2.

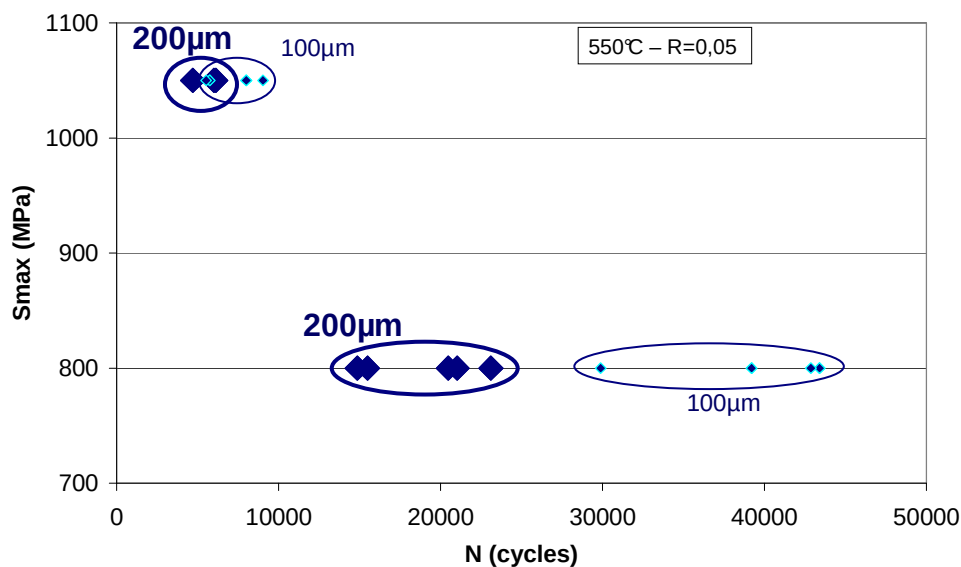


Figure C-2. Influence de la profondeur sur la nocivité en fatigue des anomalies de type choc.

Les chocs testés ont tous conduit à la rupture de l'éprouvette. Les éprouvettes sollicitées à une contrainte de 1050 MPa montrent une influence relativement faible de la profondeur des chocs. En effet, la moyenne des durées de vie obtenues pour des chocs de 100 μm est plus élevée d'un facteur 1,25 par rapport à la durée de vie des chocs de 200 μm . En revanche, l'influence de la profondeur est nette pour une contrainte maximale de 800 MPa. Le rapport entre les durées de vie des chocs de 100 μm et de 200 μm est ainsi supérieur à 2.

La nocivité des anomalies de type rayure et choc dépend de la profondeur des anomalies. Il s'avèrera donc important de prendre en compte cette dépendance dans la modélisation de la durée de vie de ce type d'anomalie. De plus, les profondeurs testées dans cette étude sont élevées et correspondent à des anomalies très critiques. Il paraît important de pouvoir évaluer le seuil de nocivité en profondeur des rayures et des chocs en fonction des conditions de chargement. Cela semble constituer une perspective importante à ce travail. On peut pour le moment conclure que le seuil de nocivité des rayures dans ces conditions de sollicitations est proche de 25 μm et que celui des chocs est inférieur à 100 μm .

C.1.2. Influence du type d'anomalie

L'analyse de l'influence du type d'anomalie n'apparaît pas aisée. En effet, les profondeurs testées des différentes anomalies étant différentes, il n'est pas possible de comparer directement les résultats de durée de vie entre eux. On peut tout de même tenter une comparaison en s'appuyant sur les résultats présentés sur les figures C-3 et C-4. La figure C-3 permet de comparer les résultats en durée de vie de chaque anomalie de surface testée en fonction de son type, sa profondeur et la contrainte maximale. Sur cette figure, par souci de lisibilité, les résultats des durées de vie des anomalies de type choc sont représentés légèrement décalés en hauteur par rapport aux résultats de durée de vie des rayures et des anomalies semi elliptiques et semi circulaire. La figure C-4 représente la durée de vie moyenne pour chaque type d'anomalie en fonction de son type, sa profondeur et la contrainte maximale. Dans cette figure, les droites correspondent à l'interpolation linéaire des durées de vie moyenne des anomalies de type rayure et choc, entre les deux contraintes maximales testées et pour chaque profondeur.

On note que, pour les deux contraintes maximales testées, les rayures de 150 μm et les chocs de 200 μm montrent des durées de vie proches. De la même manière, pour une contrainte de 1050 MPa, les rayures de 50 μm et les chocs de 100 μm présentent des durées de vie similaires. Les anomalies de type rayure s'avèrent donc légèrement plus nocives que les chocs dans ces conditions d'essais. En effet, elles mènent à des durées de vie comparables à celles des chocs alors que leur profondeur est moins importante. De ce fait, on aurait pu s'attendre à ce qu'elles montrent des durées de vie plus élevées. Cette affirmation apparaît en accord avec les résultats obtenus dans le projet OPSURCON [OPS1-3] où les quelques essais réalisés sur des chocs billes présentent une durée de vie supérieure aux essais sur des rayures. Ce raisonnement n'est plus valable pour les rayures de 50 μm sollicitées à 800 MPa puisque cette profondeur apparaît comme un seuil de propagation à cette température et pour cette contrainte maximale.

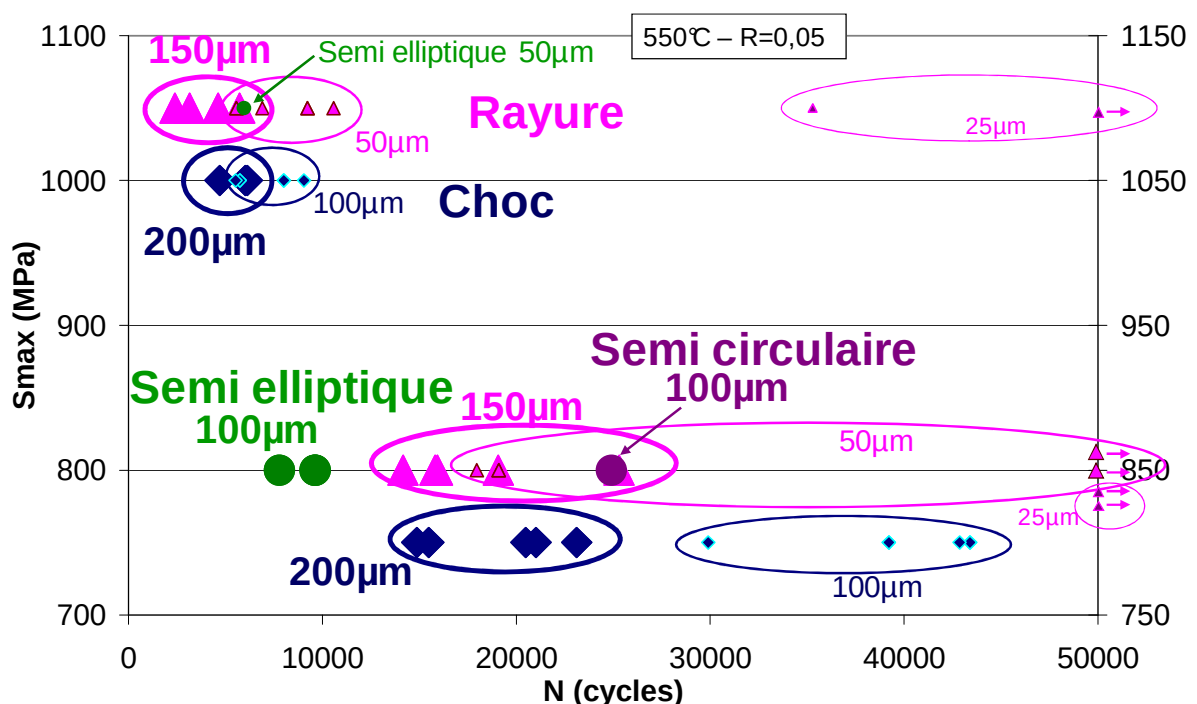


Figure C-3. Comparaison des durées de vie en fonction de la contrainte maximale et du type d'anomalie.

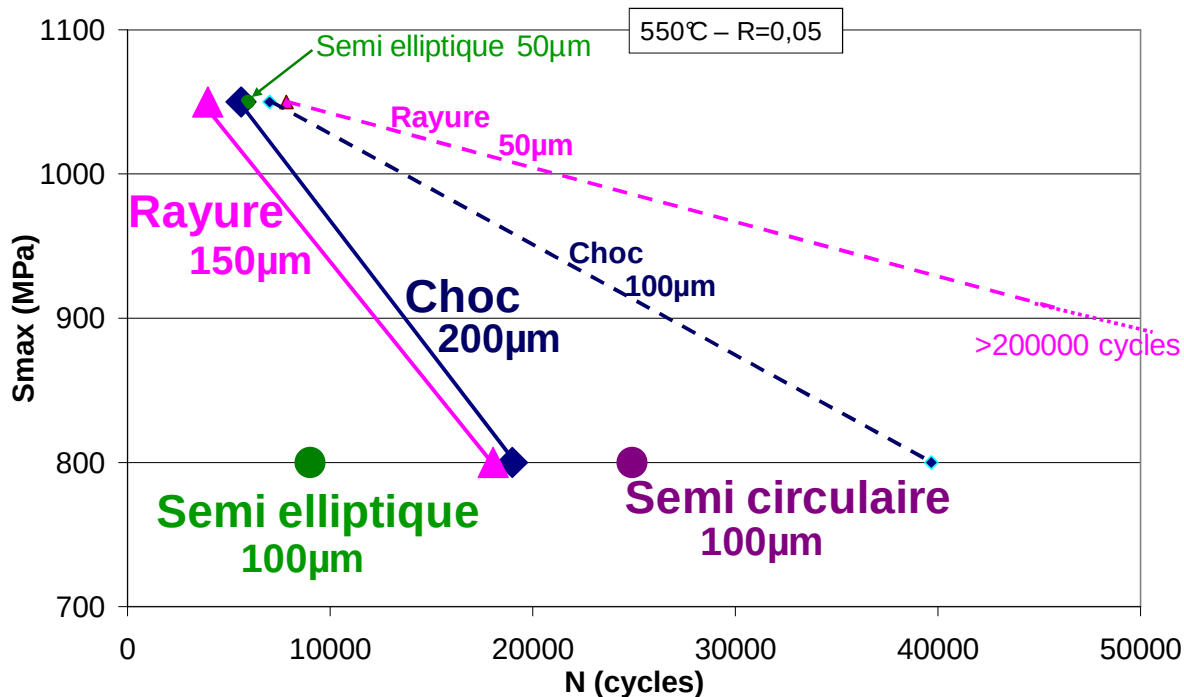


Figure C-4. Comparaison des durées de vie moyennes des anomalies en fonction de leur type, de leur profondeur et de la contrainte maximale.

Sur ce graphique, les résultats de durée de vie des anomalies semi elliptiques et semi circulaires sont également présents. Pour une contrainte maximale de 800 MPa, les anomalies semi elliptiques s'avèrent plus nocives que les rayures et les chocs. Alors que la profondeur de ces anomalies est de 100 µm, leur durée de vie est en moyenne plus de deux fois inférieure à celle des rayures de 150 µm et des chocs de 200 µm. De la même manière, une anomalie semi elliptique de 50 µm sollicitée à 1050 MPa montre une durée de vie inférieure à celle des rayures de 50 µm et comparable à celles des chocs de 200 µm. Ce type d'anomalie semble ainsi particulièrement nocif en fatigue. Une seule anomalie semi circulaire ayant menée à la rupture, il paraît difficile de comparer le résultat de cet essai avec les résultats obtenus sur les autres types d'anomalie. On note qu'elle se positionne entre les durées de vie moyennes des rayures de 150 µm et 50 µm.

Ces résultats mettent en valeur l'importance du type d'anomalie sur la durée de vie en fatigue. On peut émettre l'hypothèse que les différences de géométrie et de méthode d'introduction expliquent cette influence. En effet, les variations de géométrie des anomalies engendrent des états de contrainte différents lors de la sollicitation. La méthode d'introduction a, quant à elle, un rôle important sur l'état d'écrouissage et l'endommagement microstructural initial autour de l'anomalie. Il semble donc essentiel de pouvoir découpler ces effets de géométrie et d'état initial dans la suite de l'étude.

C.1.3. Influence de la contrainte maximale

Le tableau C-2 résume les durées de vie obtenues en fonction du type et de la profondeur d'une anomalie et de la contrainte maximale appliquée. Il apparaît clairement que pour chaque type et profondeur d'anomalie, la contrainte maximale exerce une influence importante sur la durée de vie. Le rapport de charge étant maintenu constant, une

augmentation de la contrainte maximale contribue à diminuer la durée de vie des anomalies de surface. Cette diminution est d'autant plus marquée que la profondeur des anomalies diminue. En effet, l'augmentation de la contrainte maximale de 800 MPa à 1050 MPa conduit à une diminution de la durée de vie d'un facteur 4,5 pour les rayures de 150 μm alors que ce facteur est supérieur à 25 pour les rayures de 50 μm . De la même manière, cette augmentation de la contrainte maximale mène à une diminution de la durée de vie des chocs de 200 μm d'un facteur 3,4 alors que celle des chocs de 100 μm diminue d'un facteur 5,6.

σ_{max} \ Type	Rayure 150 μm	Rayure 50 μm	Rayure 25 μm	Choc 200 μm	Choc 100 μm
1050 MPa	3965	7838	>50000	5610	7006
800 MPa	18048	>200000	>300000	18991	39666

Tableau C-2. Moyenne des durées de vie en fonction du type d'anomalie, de sa profondeur et de la contrainte maximale.

On remarque également que la dispersion des résultats de durée de vie des anomalies de surface est beaucoup plus importante à la plus faible contrainte maximale. Cet effet est caractérisé par les valeurs d'écart types des durées de vie en fonction du type d'anomalie, de la profondeur et de la contrainte maximale présentées dans le tableau C-3. Ces valeurs doivent néanmoins être analysées avec prudence étant donné le faible nombre de résultats utilisés pour le calcul de ces écarts types. Les écarts types des anomalies de surface présentant des cas de non rupture n'ont pas été évalués.

σ_{max} \ Type	Rayure 150 μm	Rayure 50 μm	Rayure 25 μm	Choc 200 μm	Choc 100 μm
1050 MPa	1382	2126	-	705	1519
800 MPa	4171	-	-	3420	5178

Tableau C-3. Ecart type des résultats de durée de vie des anomalies de surface en fonction de leur profondeur et de la contrainte maximale.

Ces résultats mettent en valeur l'influence de la contrainte maximale sur la durée de vie des anomalies de surface. L'effet de diminution de la durée de vie au fur et à mesure que la contrainte maximale augmente semble conforme par rapport aux résultats classiquement obtenus en fatigue. Les essais réalisés nous permettent de quantifier cet effet dans le but de le prendre en compte de manière adéquate dans une modélisation de la durée de vie de ces anomalies.

C.1.4. Influence de la température

Au cours de cette étude, 7 éprouvettes ont été testées à 450°C à l'ENSMA. Il s'agit de 3 éprouvettes contenant des rayures de 150 μm , 2 contenant des rayures de 50 μm et 2 autres des chocs de 200 μm . On recense également 4 essais menés par SNECMA sur des rayures de 50 μm à 450°C et 6 essais à 200°C sur des rayures de 25 μm (2 éprouvettes) et des rayures de 50 μm (4 éprouvettes). Au cours de la thèse, les besoins industriels ayant évolué en terme de caractérisation en température, SNECMA a aussi conduit 6 essais à une température de 600°C et un rapport de charge de 0,05. Les éprouvettes testées dans ces conditions contenaient des rayures de 50 μm . Les résultats de ces essais nous permettent d'évaluer l'influence de la température sur la nocivité des anomalies de surface en fatigue.

La comparaison des durées de vie des rayures et des chocs en fonction de la température est présentée sur la figure C-5 et le tableau C-4 résume les moyennes des durées de vie. Dans la figure C-5, les résultats des durées de vie des anomalies de plus faible profondeur sont présentés légèrement décalés en hauteur par souci de lisibilité. Les essais menés à une température de 200°C n'apparaissent pas dans ce tableau et cette figure car une seule rayure testée à cette température a menée à l'amorçage d'une fissure. Cette rayure n'a pas été suivie électriquement. Elle possédait une profondeur de 50 μm et a été testée à une contrainte maximale de 800 MPa et un rapport de charge de -0,25. Sa durée de vie est égale à 1 255 825 cycles. Les autres éprouvettes testées à cette température ont connu un amorçage de fissure au niveau des points de soudure des fils de potentiel. Ces points se sont donc avérés plus nocif que l'anomalie de surface. On peut donc conclure qu'à une température de 200°C, les anomalies de type rayure d'une profondeur inférieure ou égale à 50 μm ne sont pas nocives dans le domaine de durée de vie visé.

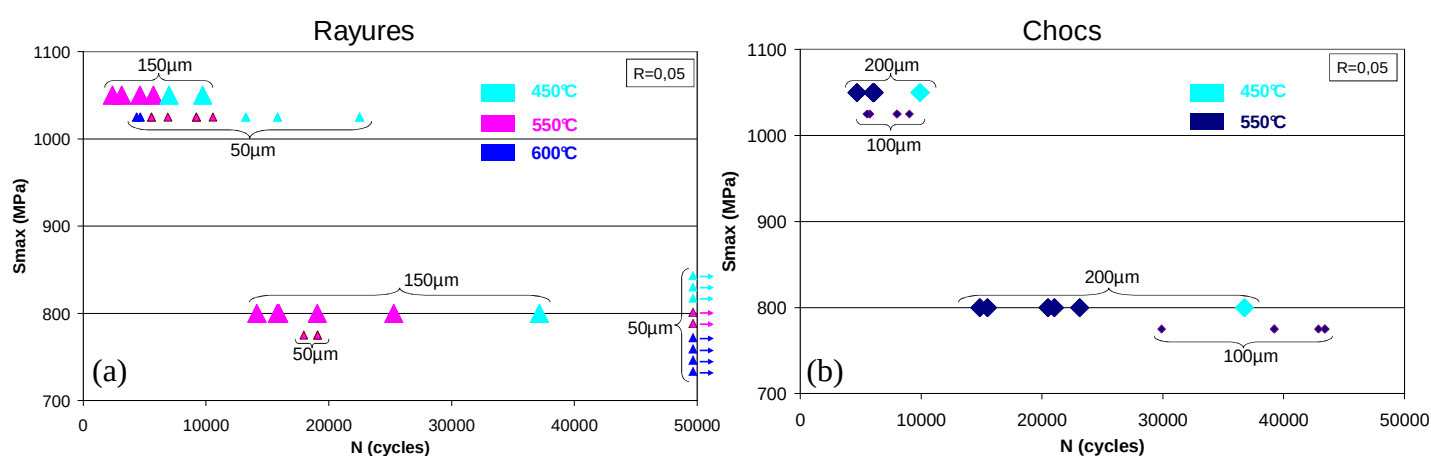


Figure C-5. Influence de la température sur la durée de vie des anomalies de type rayure (a) et choc (b).

$\sigma_{\text{max}} \setminus \text{Type}$	Rayure 150 μm	Rayure 50 μm	Choc 200 μm
450°C 1050MPa	8376	17195	9916
550°C 1050MPa	3965	7838	5610
600°C 1050MPa	-	4502	-
450°C 800MPa	37144	>500000	36755
550°C 800MPa	18048	>200000	18991
600°C 800MPa	-	>200000	-

Tableau C-4. Moyenne des durées de vie des anomalies de surface en fonction de la température.

Les résultats des essais menés à des températures de 450°C, 550°C et 600°C montrent qu'une augmentation de la température conduit à une augmentation de la nocivité des anomalies de type rayure et choc. Par exemple, pour les rayures de 50 μm sollicitées à 1050 MPa, on observe, en prenant pour référence la durée de vie moyenne obtenue à 550°C, que la durée de vie augmente d'un facteur 2,2 lorsque la température est de 450°C et qu'elle diminue d'un facteur 1,74 pour une température de 600°C. On remarque toutefois que les rayures de 50 μm semblent constituer un seuil de nocivité sur toute cette gamme de température pour une contrainte maximale de 800 MPa.

Ces résultats mettent en évidence la dépendance de la nocivité des anomalies de surface à la température appliquée. L'augmentation de la température semble accroître la

nocivité des rayures et des chocs. Cet effet a également été observé lors des essais menés dans le programme OPSURCON [OPS1-3]. Il y avait été constaté que les rayures apparaissaient moins nocives à une température de 300°C par rapport à une température de 600°C. Il paraît donc essentiel de prendre en compte cet effet dans la conception d'un modèle capable de prédire la durée de vie des anomalies de surface.

La base de données permettant de comparer les résultats de durée de vie à différentes températures est, ici, peu importante. Une perspective du travail est donc de compléter cette base de données et d'étendre les essais à une gamme de température plus grande. Il semble également crucial de caractériser le phénomène contrôlant la durée de vie des anomalies de surface en fonction de la température. On pourra ainsi contrôler si le même phénomène agit sur toute la gamme de température et s'il existe un seuil de température au-delà ou en dessous duquel ce phénomène varie ou n'agit plus. On peut également penser, qu'en fonction de la température appliquée, la majeure partie de la durée de vie des anomalies de surface n'est pas consommée dans la même partie de la durée de vie entre l'amorçage, les premiers stades de fissuration et la propagation.

C.2. Amorçage

Après avoir exploité les résultats des essais en terme de durée de vie totale, il paraît intéressant d'étudier plus finement le comportement des anomalies de surface en analysant séparément les parties amorçage et propagation de fissure. Notons que ces analyses seront uniquement menées sur les résultats des essais conduits à l'ENSMA, où la procédure d'essais mise en place nous permet d'exploiter finement les mesures de variation de différence de potentiel réalisées. Nous étudions ici, dans un premier temps, les résultats du comportement à l'amorçage des anomalies de surface.

C.2.1. Durée de vie à l'amorçage

C.2.1.1. Critère

On s'intéresse en premier lieu à l'exploitation des résultats de durée de vie à l'amorçage des fissures à partir de rayures, chocs ou anomalies semi elliptiques ou semi circulaires. La durée de vie à l'amorçage est définie comme le nombre de cycle nécessaire pour créer une fissure détectable par la technique de mesure de la différence de potentiel. On établit donc un critère de détection de l'amorçage des fissures d'après les mesures électriques. Les marquages thermiques nous permettent de vérifier qu'une augmentation de 0,5% de la différence de potentiel correspond à la présence d'une fissure d'une profondeur d'environ 100 μm . Les photos de la figure C-6 sont des exemples de fissures détectées et marquées thermiquement après l'application de ce critère. La plus petite fissure détectée, présentée sur la figure C-6 (b), possède une profondeur de 55 μm depuis le fond de l'anomalie.

Le critère défini ici permet de détecter l'amorçage avec une précision de 500 cycles. En effet, l'augmentation de 0,5% de la différence de potentiel peut parfois se confondre avec le bruit électrique de la mesure. Dans l'objectif d'établir une procédure certifiée de détection de l'amorçage, il serait donc nécessaire d'établir une méthode de traitement du signal performante pour différencier de manière plus précise le phénomène physique d'amorçage d'une fissure du bruit électrique de la mesure. Cette technique n'ayant pas été développée au cours de cette thèse, la précision de détection de l'amorçage se limite, ici, à 500 cycles.

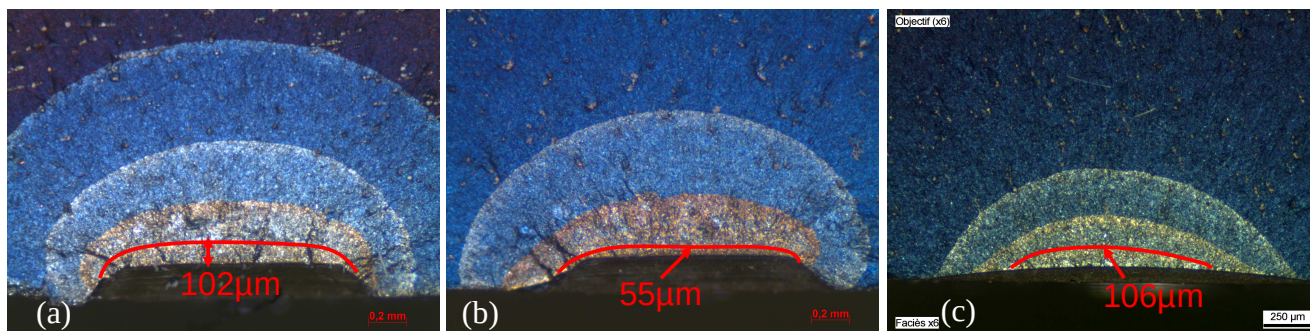


Figure C-6. Exemple de détection de l'amorçage de fissure à partir d'anomalies de surface.

Définition de l'amorçage

En définitive, la durée de vie à l'amorçage correspond au nombre de cycles nécessaire pour qu'une fissure se crée et se propage jusqu'à une profondeur d'environ 100 μm . Cet évènement est détecté par l'augmentation de 0,5% de la mesure de différence de potentiel.

On peut noter qu'un essai spécifique a été conduit dans le but de vérifier la possibilité d'amélioration de la sensibilité de la détection de l'amorçage par le suivi de la différence de potentiel. Un même choc a ainsi été suivi par deux voies de potentiel avec un couple de points de mesure positionnés de façon standard à 1,05 mm du centre de l'anomalie et un autre couple situé à une distance de 650 μm du centre du choc. Comme l'illustre la figure C-7, cette seconde position correspond en pratique à se placer le plus près possible de l'anomalie en surface de l'éprouvette. Les résultats montrent une sensibilité de mesure grandement améliorée pour les points situés les plus proches du choc. L'amorçage est détecté plus rapidement (300 cycles au lieu de 500 cycles) et la précision de détection apparaît plus élevée : 200 cycles au lieu de 500 cycles. On montre ainsi qu'il est possible de détecter l'amorçage d'une fissure d'une manière plus précise en rapprochant les points de mesure du de l'anomalie. Cela confirme les résultats de l'analyse paramétrique conduite dans la partie B. Toutefois, il apparaît difficile de quantifier le gain en précision obtenu. En effet, bien que la sensibilité de mesure augmente, il n'est pas possible d'évaluer la nouvelle profondeur de fissure définissant cette nouvelle durée de vie à l'amorçage. De plus, la position précédemment définie des points de mesure résulte en une précision satisfaisante. De manière à rester cohérent par rapport à l'ensemble des essais menés sur choc, nous conserverons donc une distance des points de mesure de 1,05 mm par rapport au centre de l'anomalie.

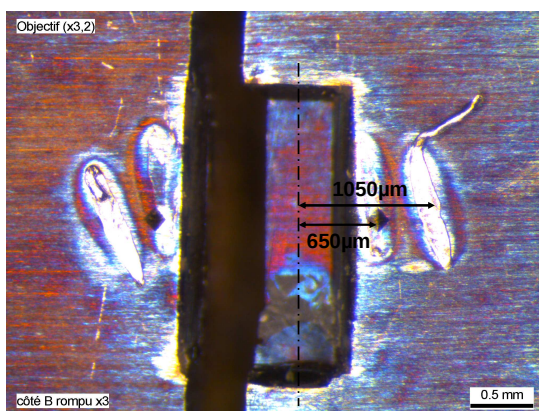


Figure C-7. Illustration de la position des points de mesure sur le choc suivi par 2 voies de potentiel

C.2.1.2. Rayure

Les mesures électriques et les marquages thermiques permettent de démontrer que l'amorçage de fissures à partir d'anomalies de type rayure est en général très rapide. Le diagramme de la figure C-8 résume les résultats obtenus en termes de durée de vie à l'amorçage sur les rayures en fonction de leur profondeur et de la contrainte maximale à laquelle elles ont été sollicitées.

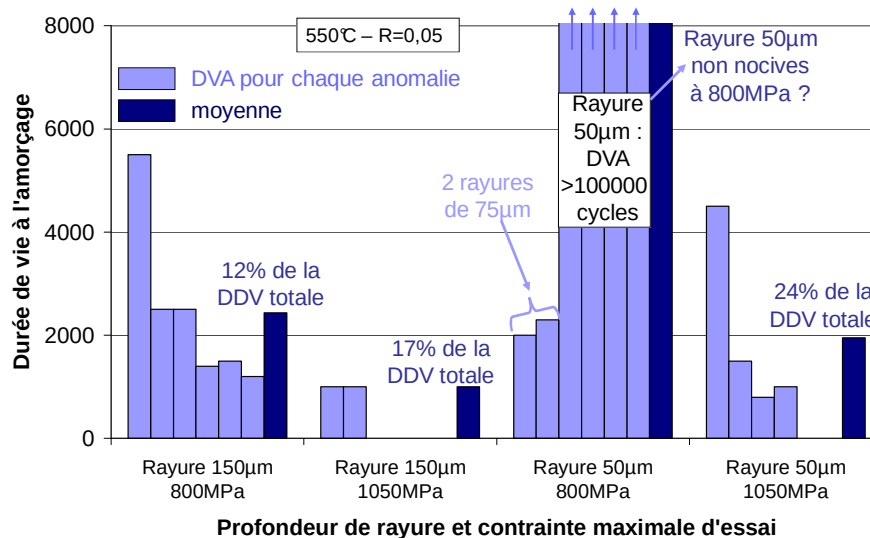


Figure C-8. Durée de vie à l'amorçage des anomalies de surface de type rayure.

Le graphique de la figure C-8 confirme que, lorsqu'une fissure est créée à partir d'une rayure, le temps d'amorçage est très court par rapport à la durée de vie totale. Comme il a déjà été mentionné, les rayures d'une profondeur réelle de 50 µm semblent correspondre à un seuil de nocivité pour une température de 550°C et une contrainte maximale de 800 MPa. Les résultats des durées de vie à l'amorçage seront donc analysés uniquement sur les rayures d'une profondeur de 150 µm et sur celles d'une profondeur de 50 µm sollicitées à 1050 MPa. Dans le cas de ces rayures, le temps passé pour créer une fissure d'environ 100 µm est en moyenne toujours inférieur à 25% de la durée de vie totale. On constate aussi que la profondeur des anomalies et la contrainte maximale ont une influence sur la durée de vie à l'amorçage. En effet, pour une même contrainte maximale de 1050 MPa, les rayures de 150 µm de profondeur conduisent à un amorçage deux fois plus rapide (1000 cycles en moyenne) que les rayures de 50 µm (1950 cycles en moyenne). L'influence de la profondeur est par ailleurs beaucoup plus marquée à 800 MPa puisque pour ce niveau de contrainte maximale, les rayures de 50 µm ne semblent pas conduire à un amorçage de fissure dans le domaine de durée de vie visé, c'est-à-dire des durées de vie inférieures à 50000 cycles. De la même manière, pour une même profondeur de 150 µm, les rayures sollicitées à 1050 MPa mènent à une durée de vie à l'amorçage 2,4 fois plus courte que les rayures sollicitées à 800 MPa (2430 cycles en moyenne).

L'augmentation de la profondeur et de la sollicitation conduit donc à un amorçage précoce de fissure à partir d'anomalies de surface de type rayure. On note que la durée de vie à l'amorçage s'avère très rapide quelle que soient la profondeur de la rayure et les conditions de sollicitations. Cela met en valeur la nécessité de se concentrer préférentiellement sur une modélisation de la partie propagation des fissures dans le cas des anomalies de surface de type rayure. Cette conclusion peut néanmoins être nuancée par le fait qu'à la plus faible contrainte maximale, les rayures de faible profondeur ne semblent pas nocives dans le domaine de durée

de vie visé. Il apparaît donc important de caractériser le seuil de nocivité exact de ce type d'anomalie en fonction des conditions de sollicitations.

L'effet de la géométrie en fond d'entaille n'a pas été spécifiquement étudié ici. Cela s'explique par le fait que la méthode d'introduction des rayures conduit à l'obtention d'un rayon en fond d'entaille comparable (environ 30 μm) d'une anomalie à l'autre. Or, de nombreux auteurs, comme Cini et al. [CIN10], montrent l'importance de la géométrie d'une rayure, et notamment de son rayon en fond d'entaille, sur l'amorçage de fissure. On peut raisonnablement penser que les anomalies de type rayure introduites sur des pièces réelles ne présentent pas toutes un rayon en fond d'entaille similaire. Il semble donc particulièrement important, en perspective, de caractériser l'influence de ce paramètre sur la durée de vie à l'amorçage. Etant donné le faible rayon en fond d'entaille des rayures testées dans cette étude, on peut toutefois penser que la géométrie choisie de ce type d'anomalie représente un cas des plus critiques de présence de rayures.

C.2.1.3. Choc

Les anomalies de type choc présentent, comme les rayures, une durée de vie à l'amorçage très courte. Un amorçage de fissure a été détecté pour toutes les profondeurs et les contraintes maximales testées. Le diagramme de la figure C-9 représente les résultats obtenus sur ce type d'anomalie. La durée de vie moyenne à l'amorçage correspond au maximum à 16% de la durée de vie totale (cas des chocs de 100 μm sollicités à 800 MPa). De la même manière que pour les anomalies de type rayure, on observe une influence de la profondeur et de la contrainte maximale. L'influence de ces paramètres semble toutefois assez faible à la plus forte contrainte maximale et aux plus importantes profondeurs d'anomalies. En effet, le rapport entre la durée de vie à l'amorçage des chocs de 200 μm sollicités à 800 MPa (930 cycles en moyenne) et 1050 MPa (600 cycles en moyenne) n'est que de 1,5. Le même rapport existe entre les chocs de 100 μm (950 cycles en moyenne) et de 200 μm testés à 1050 MPa. L'influence de la profondeur est beaucoup plus notable à 800 MPa puisqu'à ce niveau de contrainte, l'amorçage des chocs de 200 μm (6750 cycles en moyenne) est 7 fois plus rapide que l'amorçage des chocs de 100 μm . La différence est aussi très marquée pour les chocs de 100 μm puisque la durée de vie à l'amorçage est 7 fois plus rapide à une sollicitation de 1050 MPa qu'à 800 MPa.

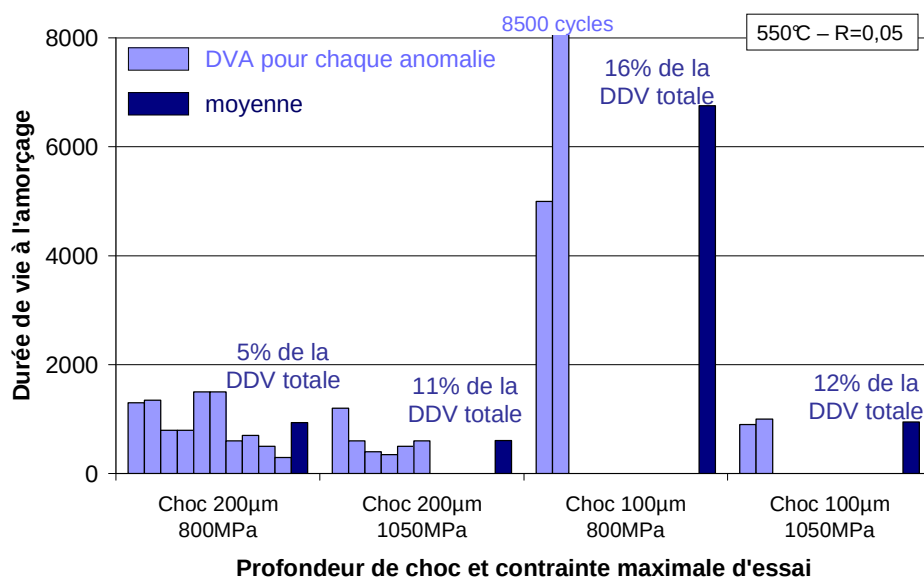


Figure C-9. Durée de vie à l'amorçage des anomalies de type choc.

La durée de vie à l'amorçage des anomalies de type choc peut s'avérer, suivant les conditions d'essais, très courte. Etant donné que nous définissons l'amorçage comme le temps passé pour créer une fissure de 100 μm , on peut se demander si la création réelle d'une fissure ne se produit pas dès les tous premiers cycles de chargement. Pour vérifier cette hypothèse, nous avons réalisé un essai interrompu au bout de 200 cycles sur un choc soumis à une sollicitation de 800 MPa. Au terme du cyclage, l'évolution de la différence de potentiel n'indiquait aucun signe d'amorçage. L'observation optique de la surface de l'éprouvette et du fond du défaut ne montrait pas non plus de signes de présence d'une fissure. Nous avons donc rompu de manière ductile en traction les éprouvettes, dans le but de vérifier l'existence ou non d'une fissure. L'observation des surfaces de rupture au microscope électronique à balayage révèle la présence d'une couche lisse d'une épaisseur moyenne de 10 μm au fond de l'anomalie qui pourrait s'apparenter à une fissure. Cette couche n'est pas présente aux extrémités de l'anomalie. La comparaison avec le faciès de rupture d'une anomalie de type choc n'ayant subi aucune sollicitation de fatigue est présentée sur la figure C-10. Aucune couche lisse n'est observée au fond de l'anomalie n'ayant pas été testée en fatigue. On peut donc raisonnablement penser que cette couche lisse d'environ 10 μm correspond à l'amorçage d'une fissure. D'après les observations des endommagements microstructuraux présents sous les anomalies réalisées dans la partie A, on peut supposer que cette fissure correspond à la rupture de la WEL présente en fond du choc. Cette hypothèse devra être confirmée dans la suite de l'étude.

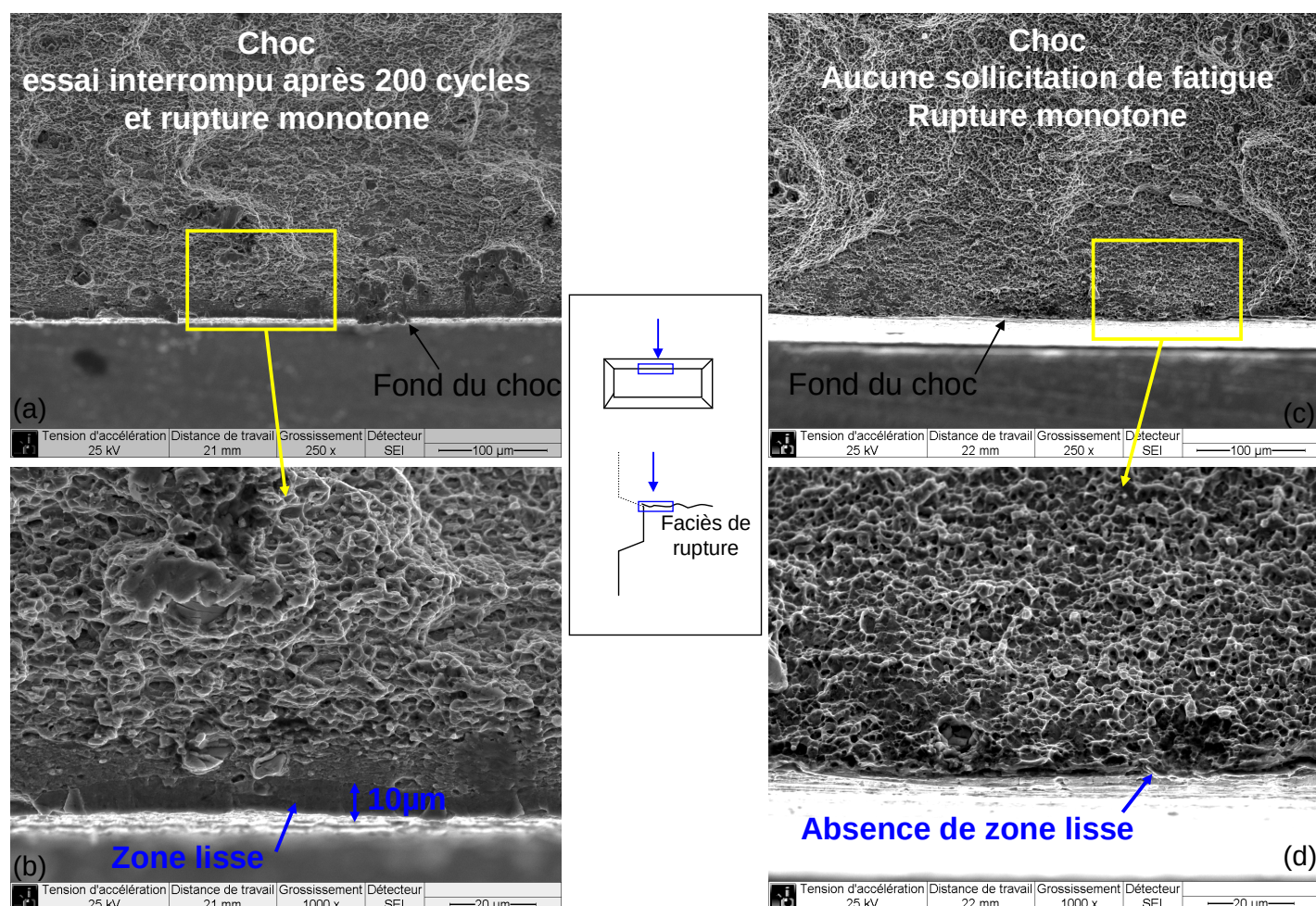


Figure C-10. Observation des faciès de rupture d'un choc après 200 cycles à x250 (a) et x1000 (b) et d'un choc n'ayant subi aucune sollicitation de fatigue à x250 (c) et x1000 (d).

Finalement, on retrouve, dans le cas des anomalies de type choc, l'influence des paramètres de profondeur et de contrainte maximale sur la vitesse d'amorçage des fissures. De la même manière que pour les rayures, l'augmentation de ces paramètres réduit la durée de vie à l'amorçage. Dans toutes les configurations testées, cette durée de vie s'est avérée correspondre à un très faible pourcentage de la durée de vie totale. Il semble ainsi qu'une fissure, pouvant correspondre à la rupture de la WEL, se crée lors des tous premiers cycles du chargement (lors des 200 premiers cycles). On ne peut néanmoins pas déterminer si la rupture de la WEL est due à un phénomène de fatigue ou bien si elle est fragile. Cependant, il semble que, comme pour les anomalies de type rayure, la modélisation de la durée de vie des chocs doit aussi être consacrée préférentiellement à la prédiction du comportement en propagation. Même s'il n'a pas été observé lors de cette étude, on peut tout de même supposer l'existence d'une profondeur de choc correspondant à un seuil de nocivité. L'une des perspectives du travail pourrait donc être de caractériser ce seuil. La géométrie des chocs est également restée inchangée. Or, de la même manière que pour les rayures, il apparaît difficilement concevable que cette géométrie corresponde parfaitement à celle des chocs réellement introduits dans les pièces d'une turbine haute pression. Une autre perspective serait donc d'analyser l'influence d'une modification de la géométrie de ce type d'anomalie sur le comportement à l'amorçage.

C.2.1.4. Anomalies semi elliptiques et semi circulaires

Les résultats des durées de vie à l'amorçage obtenues pour les anomalies semi elliptiques et semi circulaires sont présentés sur la figure C-11. Comme il a déjà été mentionné, les anomalies de forme semi circulaire de 100µm de profondeur, introduites par électroérosion, et testées à 800 MPa semblent peu nocives en fatigue puisqu'une seule anomalie a conduit à l'amorçage d'une fissure sur les quatre testées. La profondeur de cette anomalie était la plus élevée : 110 µm alors que les autres possédaient une profondeur inférieure ou égale à 100 µm. Sa durée de vie à l'amorçage s'avère occuper une part très importante de la durée de vie totale : 60%. Il semble donc que le comportement en fatigue de ce type d'anomalie, introduit par électroérosion et présentant une morphologie semi circulaire, soit sensiblement différent des rayures et des chocs. C'est pourquoi nous ne conduirons pas plus d'essais sur ce type d'anomalie.

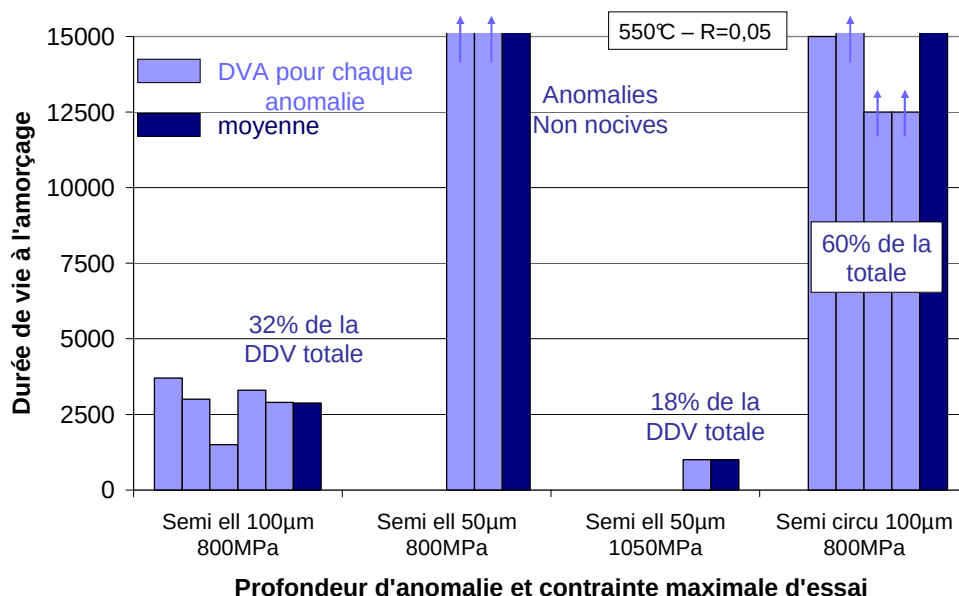


Figure C-11. Durée de vie à l'amorçage des anomalies semi elliptiques et semi circulaires.

Les anomalies semi elliptiques de 50 μm soumises à une contrainte maximale de 800 MPa ne semblent pas nocives. En revanche, une augmentation de la contrainte maximale à 1050 MPa conduit à un amorçage de fissure rapide correspondant à 18% de la durée de vie totale. Il est important de nuancer ce résultat puisque l'anomalie de 50 μm testée à 1050 MPa a au préalable été testée à 800 MPa pendant 50000 cycles sans conduire à une détection d'amorçage de fissure par la mesure électrique. On peut néanmoins affirmer que l'augmentation de la profondeur accroît la nocivité de ce type d'anomalie. En effet, les anomalies semi elliptiques de 100 μm de profondeur ont toutes mené à un amorçage sous une sollicitation de 800 MPa. Dans ce cas, encore une fois, la durée de vie à l'amorçage est assez rapide. Elle ne peut, toutefois, pas être totalement négligée puisqu'elle correspond à environ un tiers de la durée de vie totale. Ce type d'anomalie, introduit par un procédé de polissage et meulage assez doux, présente donc également un comportement à l'amorçage en fatigue différent des rayures et des chocs. Ce résultat souligne l'importance de découpler les effets de morphologie des anomalies de surface et de procédé d'introduction.

On peut comparer directement la durée de vie à l'amorçage des chocs et des anomalies semi elliptiques. Pour une même profondeur de 100 μm , les anomalies semi elliptiques apparaissent plus nocives que les chocs à l'amorçage. La comparaison avec les rayures n'est, en revanche, pas possible puisque aucune rayure de 100 μm de profondeur n'a été testée. De plus, l'interpolation de la durée de vie à l'amorçage des rayures de 100 μm à partir des résultats des rayures de 150 μm et de 50 μm ne semble pas pertinente car les rayures de 50 μm ne sont pas toutes nocives à une contrainte maximale de 800 MPa.

C.2.2. Sites d'amorçage

Pour étudier le comportement à l'amorçage des anomalies de surface, il est intéressant de repérer les sites d'amorçages préférentiels de fissures de fatigue. Ils sont repérés sur les surfaces de rupture des anomalies de surface grâce notamment aux marquages thermiques réalisés après la détection de l'amorçage par les mesures électriques.

C.2.2.1. Rayure

Les anomalies de type rayure semblent principalement conduire à des amorçages de fissure en fond de rayure et dans les coins de l'anomalie. L'un de ces coins peut correspondre à un second site d'amorçage privilégié et relativement indépendant du fond de la rayure car il peut contenir un petit défaut géométrique. Ce type de défaut est présenté sur les figures C-12 (a) et (b). En effet, dû à la forme de l'outil et à la méthode d'introduction de l'anomalie, la présence d'une légère cassure sur l'un des coins des rayures est parfois observée. Celle-ci est toujours située dans le coin de la rayure correspondant à la fin du trajet de l'outil dans la matière lors de la réalisation de l'anomalie. Le mécanisme de repoussement de matière, associé à la forme particulière de l'outil utilisé pour l'introduction de ce type d'anomalie, pourrait être responsable de la création de ce défaut géométrique. En tous les cas, ce dernier apparaît comme un site d'amorçage préférentiel des fissures de fatigue. Le coin de la rayure généré par l'introduction de l'outil dans la matière forme quant à lui un angle net et sans cassure. Il est observé que la fissure s'amorçant en fond de l'anomalie peut rejoindre rapidement ce coin pour former une fissure de forme semi elliptique, comme illustré sur la figure C-12 (c).

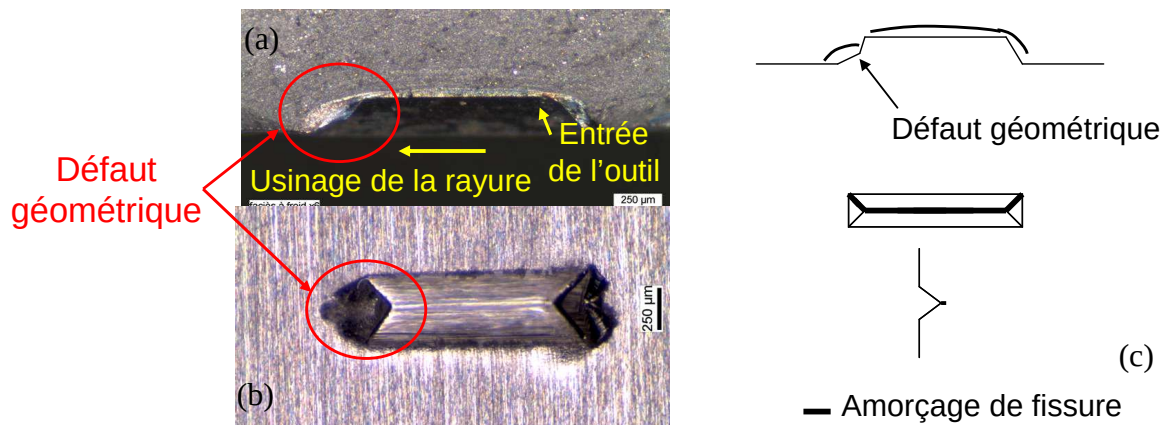


Figure C-12. Illustration de défaut géométrique présent sur les anomalies de profondeur importante sur un faciès de rupture (a) et en surface vue de dessus (b). Schéma des sites d'amorçage des fissures de fatigue sur une anomalie de type rayure (c).

Il est important de noter que le défaut géométrique décrit ici n'est observé que sur les rayures de profondeur 150 μm . Aucun défaut géométrique n'a pu être repéré sur les rayures de 50 μm . Dans ce cas, l'amorçage se produit alors en fond de défaut.

C.2.2.2. Choc

Pour les anomalies de type choc, l'amorçage est toujours observé en fond d'anomalie comme l'illustre le faciès de rupture de la figure C-13 (a). La fissure semble se propager rapidement sur toute la longueur du fond du choc pour rejoindre ensuite les coins et les côtés de l'anomalie. Cependant, du fait du profil en U, cette configuration d'amorçage peut avoir lieu sur les deux arêtes du choc. La figure C-13 (b) présente un schéma de ce type de situation. L'amorçage de fissures de fatigue à partir d'une anomalie de type choc peut donc mener à la création de deux plans de propagation et une fissuration possible à partir des 4 coins d'un choc.

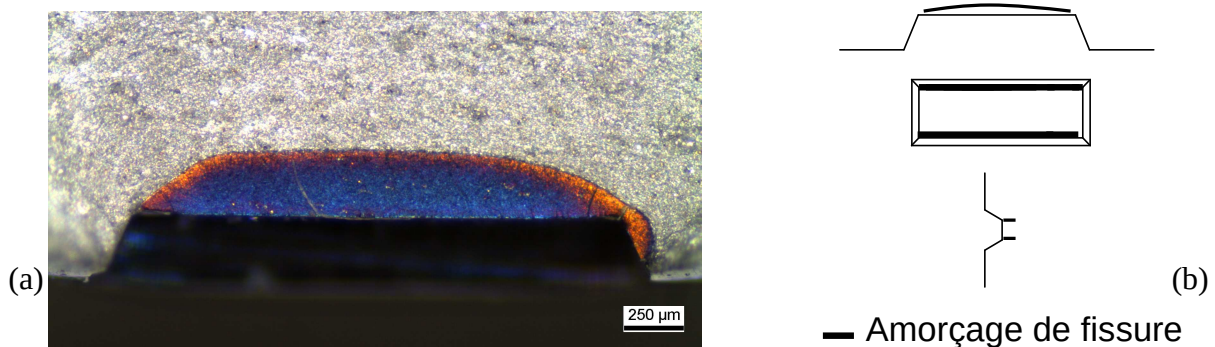


Figure C-13. Exemple d'amorçage en fond de choc vu sur un faciès de rupture (a). Schéma de l'amorçage possible sur les 2 arêtes d'un choc (b).

L'amorçage décrit ici pour les anomalies de type choc est observé quelles que soient la profondeur de l'anomalie et les conditions de sollicitations.

C.2.2.3. Anomalies semi elliptiques et semi circulaires

Les anomalies semi elliptiques et semi circulaires conduisent à un amorçage de fissure en fond d'entaille, au niveau de la profondeur maximale de l'anomalie. Cet emplacement correspond à la concentration de contrainte la plus importante de l'entaille. Aucune trace

d'amorçage en dehors de cette position n'est à signaler. La figure C-14 présente l'amorçage de fissure de fatigue sur ce type d'anomalie.

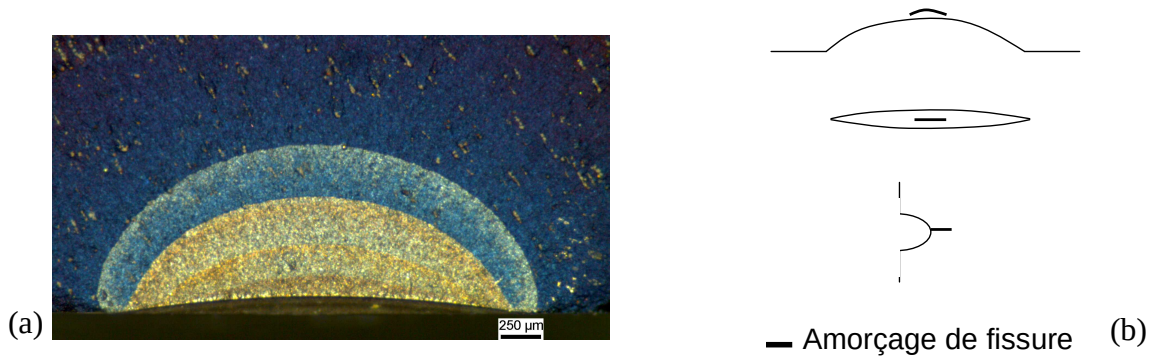


Figure C-14. Exemple d'amorçage en fond d'anomalie semi elliptique vu sur un faciès de rupture (a). Schéma de l'amorçage sur une anomalie semi elliptique (b).

C.2.3. Fractographie

Suite à l'analyse des durées de vie et des sites d'amorçage des fissures de fatigue, l'observation des faciès de rupture peut nous renseigner sur le comportement à l'amorçage des fissures à partir des anomalies de surface.

C.2.3.1. Rayure

L'analyse fractographique des faciès de rupture obtenus sur des anomalies de type rayure révèle l'existence d'une zone relativement lisse au niveau des sites d'amorçage : au fond de la rayure et dans les coins. Cette zone a une épaisseur d'environ 15 – 20 μm au fond de l'anomalie et de 40 à 60 μm dans les coins. Elle est illustrée sur la figure C-15. Sa présence indique un comportement particulier à l'amorçage des fissures à partir des rayures dont la source sera à caractériser.

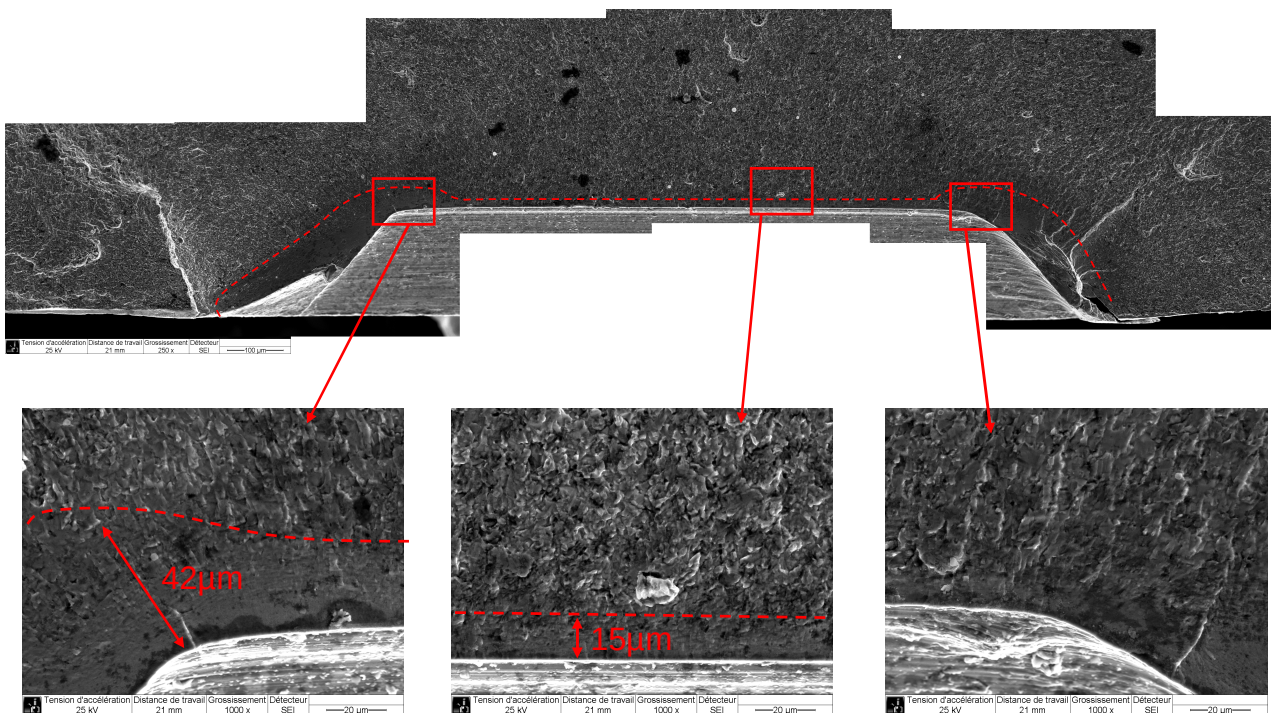


Figure C-15. Illustration des zones lisses au fond et dans les coins des rayures.

On peut noter le cas unique d'une rayure présentant une zone de rupture ductile au fond de l'anomalie. Cette zone, présentée sur la figure C-16, rejoint par endroit des carbures. Il a été présenté dans la partie A que les carbures constituent des sites d'amorçage privilégié dans l'Inconel 718DA. On peut donc penser que ces particules ont été plus nocives que l'anomalie de surface et ont conduit à un amorçage de fissure plus rapide que la rayure. C'est pourquoi, on peut supposer que la zone de matière non fissurée, entre le fond de l'anomalie et ces carbures, s'est rompue de manière ductile. Ce cas est unique sur l'ensemble des essais réalisés et il apparaît difficile d'expliquer pourquoi, dans ce cas précis, les particules de carbures se sont avérées plus nocives que l'anomalie. En effet, il a été observé, dans environ 30% des anomalies, la présence d'une particule de carbure, de nitrure ou de carbonitrure à moins de 50 μm du fond de l'anomalie sans que celle-ci soit plus nocive que la rayure. Ce cas de figure pourrait être sujet à une étude approfondie en perspective de ce travail.

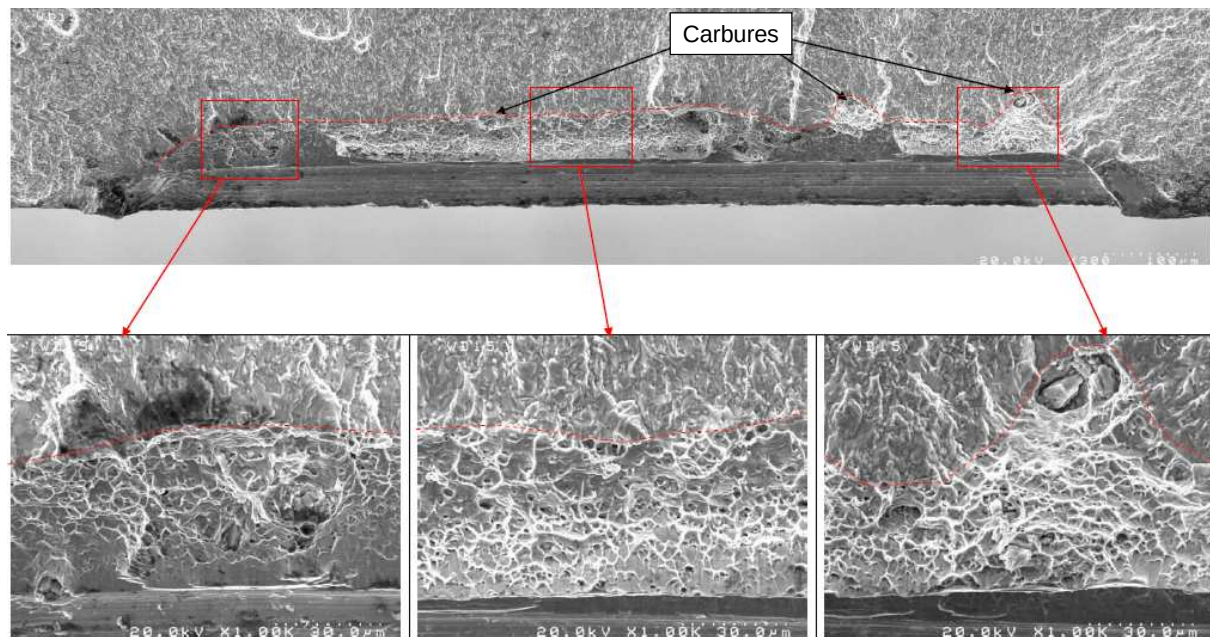


Figure C-16. Cas de la rupture ductile entre le fond de la rayure et des particules de carbures (observation SNECMA).

SNECMA a également relevé un cas où une piqure de corrosion est présente directement au fond de l'anomalie (cf. figure C-17). Ce cas constituant un évènement unique, l'effet de l'oxydation sur l'amorçage des fissures à partir des anomalies n'a pas été spécifiquement étudié.

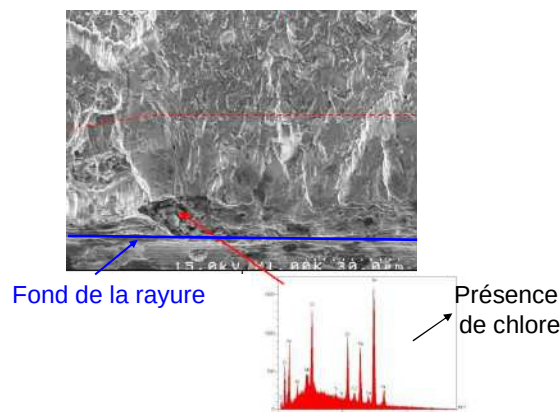


Figure C-17. Piqure de corrosion au fond d'une rayure (observation SNECMA).

C.2.3.2. Choc

Les anomalies de type choc présentent une zone lisse similaire aux rayures en fond d'entaille. Cette zone possède toutefois une épaisseur plus importante : environ 30 à 40 μm au fond du choc et jusqu'à 80 μm dans les coins. Un exemple de l'observation de cette zone est présenté sur la figure C-18. De la même manière que pour les rayures, ce type de faciès est systématiquement observé sur les anomalies de type choc. Cependant, on peut noter que les zones lisses dans les coins des chocs ne possèdent pas toujours une épaisseur supérieure à celle mesurée en fond d'entaille. On constate dans environ 40% des cas que la zone lisse a une épaisseur homogène sur toute la longueur du choc jusque dans les coins.

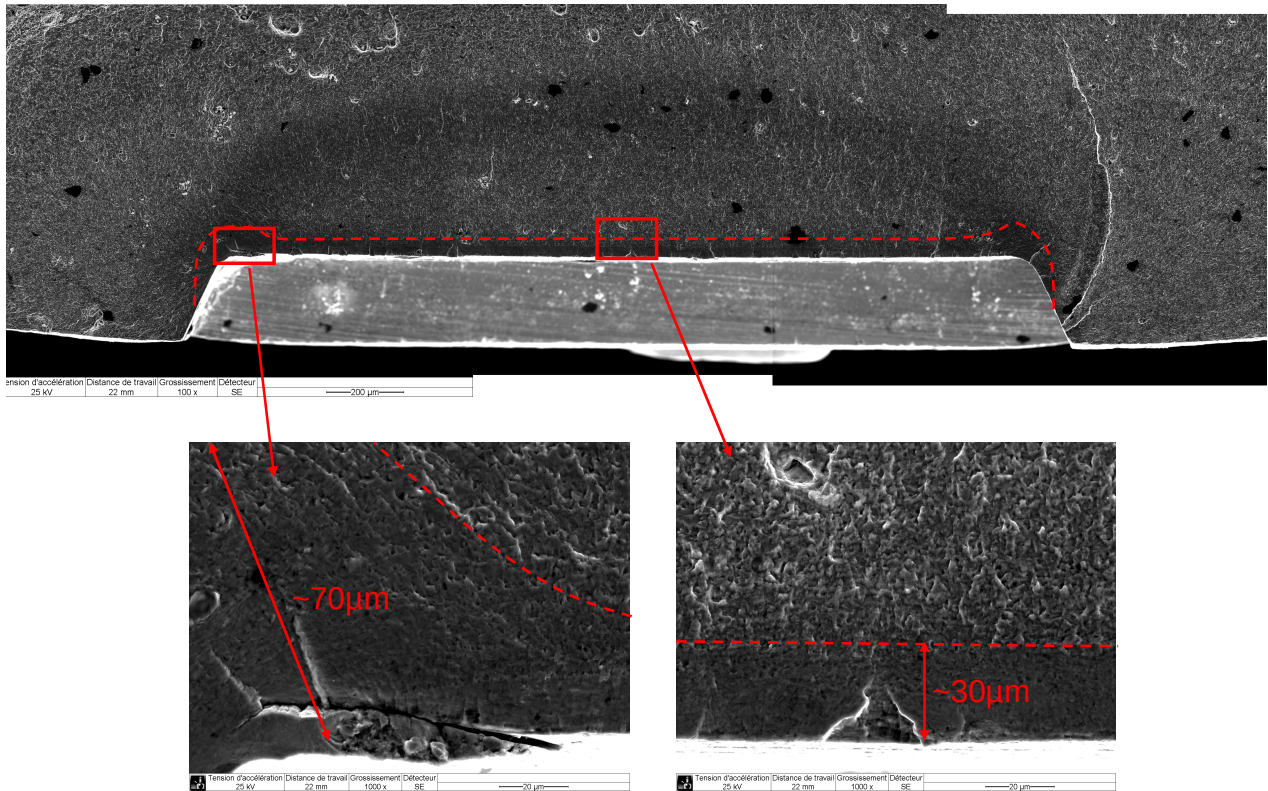


Figure C-18. Observation d'une zone lisse sous les chocs similaires à celles obtenues sur les anomalies de type rayure.

C.2.3.3. Anomalies semi elliptiques et semi circulaires

L'observation du site d'amorçage des anomalies semi elliptiques et semi circulaires au microscope électronique à balayage montre l'absence de zone lisse en fond d'anomalie. La fissure semble s'amorcer et se propager dans une zone non affectée de la microstructure. La figure C-19 présente un exemple d'analyse fractographique effectuée sur une anomalie semi elliptique au niveau du site d'amorçage.

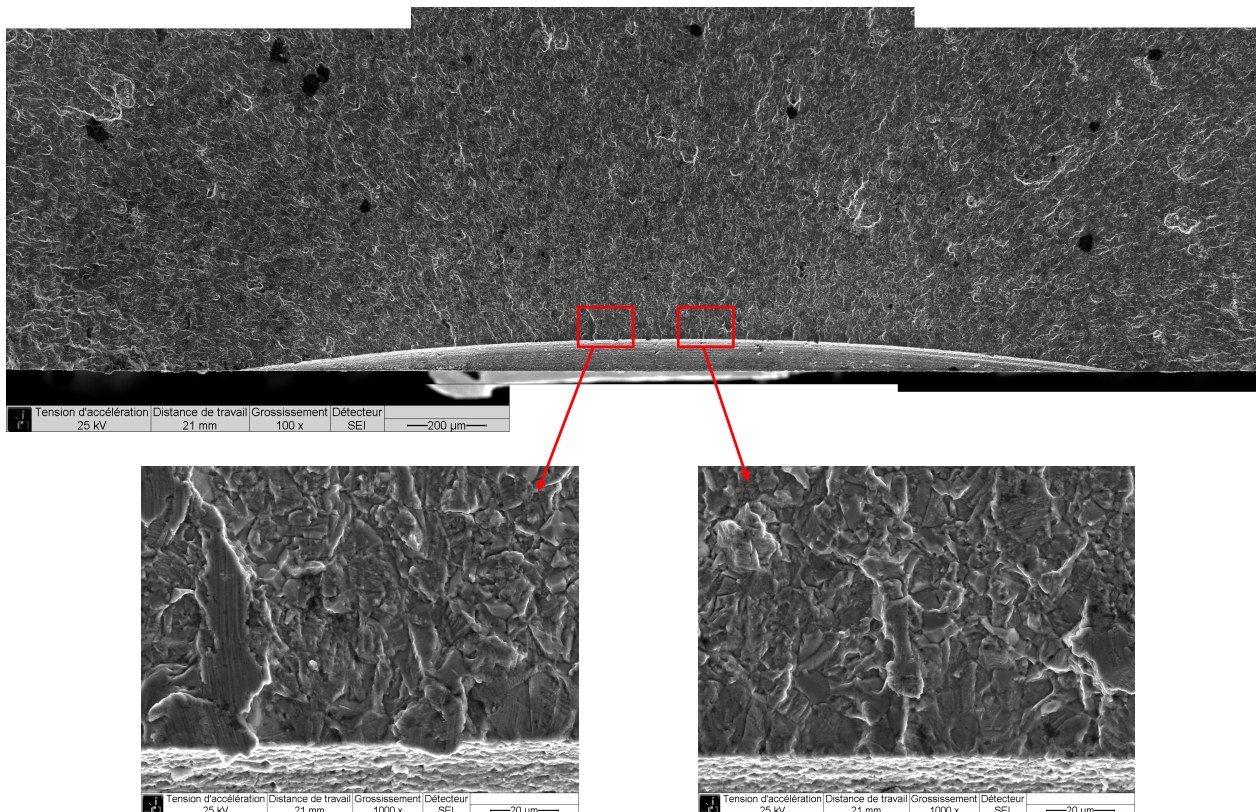


Figure C-19. Observation du site d'amorçage sur le faciès de rupture d'une anomalie semi elliptique.

Ces observations confirment que les anomalies de type rayure et choc semblent se comporter à l'amorçage de manière différente des anomalies semi elliptiques et semi circulaires. De plus, les rayures et les chocs partagent la même caractéristique de présence d'une zone lisse sur le faciès de rupture au niveau des sites d'amorçage et des premiers stades de propagation de fissure. La source de ce comportement atypique devra être caractérisée dans la suite du travail.

C.3. Propagation

Nous avons montré que l'amorçage de fissure de fatigue à partir d'anomalie de surface de type rayure et choc est très rapide. Nous avons également mentionné dans le chapitre introductif de cette étude que les résultats du calcul de propagation des anomalies de surface apparaissent conservatifs par rapport aux durées de vie expérimentales. Ce résultat est illustré sur le graphique de la figure C-20 qui a déjà été présentée précédemment. Il s'agit donc ici d'analyser le comportement en propagation des anomalies de surface dans le but d'expliquer la différence entre la durée de vie expérimentale et la durée de vie calculée.

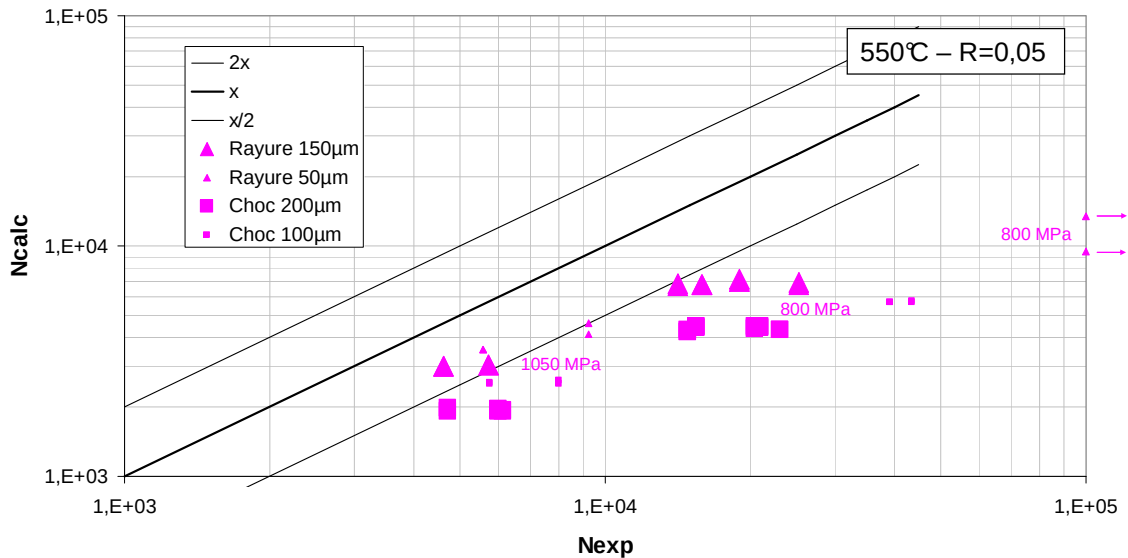


Figure C-20. Comparaison entre la durée de vie expérimentale des essais réalisés à l'ENSMA sur Inconel 718DA et la durée de vie calculée selon la méthodologie SNECMA.

C.3.1. Calculs PROPAG

Les résultats expérimentaux reportés sur le graphique de la figure C-20 proviennent des durées de vie obtenues lors des essais menés dans cette étude alors que les durées de vie calculées résultent de l'utilisation du programme PROPAG, développé par SNECMA. La différence entre les durées de vie expérimentales et calculées ne peut pas être expliquée par la non prise en compte de la durée de vie à l'amorçage car celle-ci est très courte. Une autre explication de cette différence pourrait résider dans la méthodologie du calcul en propagation utilisée dans PROPAG. C'est pourquoi il est, dans un premier temps, nécessaire de vérifier la pertinence du calcul en propagation réalisé par ce programme.

On s'attache donc, ici, à décrire la méthodologie du calcul en propagation du programme PROPAG et à vérifier la cohérence et la pertinence de chaque étape du calcul. L'architecture de ce programme est présentée sur la figure C-21.

Les données nécessaires en entrée du calcul sont :

- les conditions de chargement, c'est à dire la température, le champ de contrainte et la forme du signal. On précise que le champ de contrainte est celui déterminé dans un « barreau » du modèle de la structure correspondant au plan de propagation de la fissure. On doit donc également fournir les dimensions de ce « barreau ».
- la forme et les dimensions de la fissure pour initialiser le calcul et déterminer le formulaire à utiliser pour le calcul du facteur d'intensité de contrainte ;
- les données matériaux, c'est-à-dire la loi de propagation et les paramètres identifiés en fonction de la température.

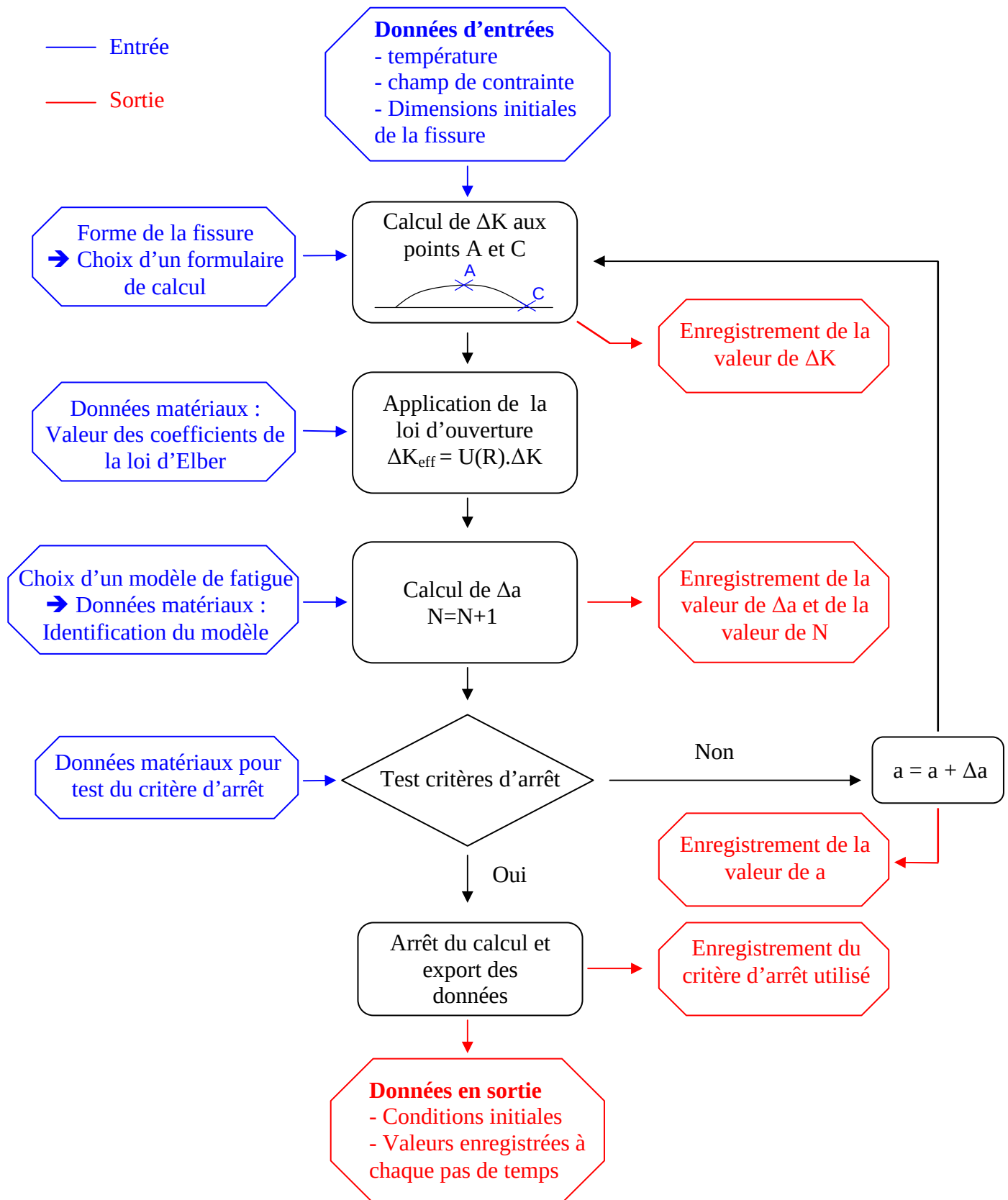


Figure C-21. Architecture du programme PROPAG.

A partir de la connaissance de la contrainte, de la forme de la fissure et de ses dimensions, le programme détermine l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Ce calcul est effectué en deux points : d'une part au sommet du front de fissure, correspondant au point A sur la figure C-22, et d'autre part à l'extrémité du front de la fissure, correspondant au point C.

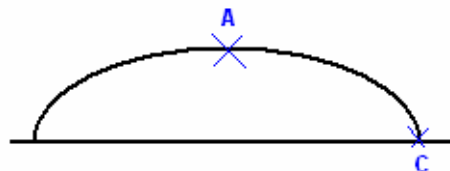


Figure C-22. Lieux de calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK .

L'introduction d'un angle θ va permettre de différencier le calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte au point A ($\theta = \pi/2$) et au point C ($\theta = 0$). Les formules établies par Newman et Raju [NEW81] sont ensuite utilisées pour le calcul de ce facteur en fonction de la forme du front de fissure. Le détail des calculs est donné ici dans le cas d'une fissure semi elliptique se propageant dans un plan fini sous une sollicitation de traction. T et W définissent la taille du plan de propagation. Dans le cas d'une éprouvette, ces paramètres correspondent à ses dimensions, c'est-à-dire T correspond à l'épaisseur et $2W$ à la largeur. Dans le cas d'une éprouvette KBr, on a $T = 3,5$ mm et $2W = 8,3$ mm. Les paramètres a et c correspondent aux dimensions de la fissure semi elliptique, respectivement à sa profondeur et à sa longueur en surface. Pour le calcul de la durée de vie en propagation des anomalies de surface, les dimensions initiales de la fissure correspondent à la profondeur et à la longueur en surface de l'anomalie comme illustré sur la figure C-23.

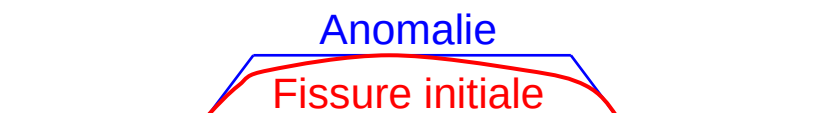


Figure C-23. Définition de la fissure initiale pour le calcul de la durée de vie en propagation d'une anomalie de surface avec le programme PROPAG.

La formule de calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK utilisée est la suivante :

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \cdot \frac{F_s}{E(k)} \quad (C-1)$$

Avec les calculs intermédiaires suivants :

$$E(k) = \sqrt{1 + 1,464 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}} \quad (C-2)$$

$$F_s = \left[M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{a}{T}\right)^4 \right] \cdot g \cdot f_0 \cdot f_w \quad (C-3)$$

et :

si $a/c \leq 1$: $M_1 = 1,13 - 0,09 \cdot \frac{a}{c} \quad (C-4.1)$ $M_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \frac{a}{c}} \quad (C-5.1)$ $M_3 = 0,5 - \left(\frac{1}{0,65} + \frac{a}{c} \right) + 14 \cdot \left(1 - \frac{a}{c} \right)^{24} \quad (C-6.1)$ $g = 1 + \left(0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{a}{T} \right)^2 \right) \cdot (1 - \sin \theta)^2 \quad (C-7.1)$ $f_0 = \left[\left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \theta + \sin^2 \theta \right]^{0,25} \quad (C-8.1)$ $f_w = \frac{1}{\cos \left(\frac{\pi}{2W} c \sqrt{\frac{a}{T}} \right)} \quad (C-9.1)$	si $a/c > 1$ $M_1 = \sqrt{\frac{c}{a}} \left(1 + 0,04 \cdot \frac{c}{a} \right) \quad (C-4.2)$ $M_2 = 0,2 \cdot \left(\frac{c}{a} \right)^4 \quad (C-5.2)$ $M_3 = -0,11 \cdot \left(\frac{c}{a} \right)^4 \quad (C-6.2)$ $g = 1 + \left(0,1 + 0,35 \cdot \left(\frac{c}{a} \right) \cdot \left(\frac{c}{T} \right)^2 \right) \cdot (1 - \sin \theta)^2 \quad (C-7.2)$ $f_0 = \left[\left(\frac{c}{a} \right)^2 \sin^2 \theta + \cos^2 \theta \right]^{0,25} \quad (C-8.2)$ $f_w = \frac{1}{\cos \left(\frac{\pi}{2W} c \sqrt{\frac{a}{T}} \right)} \quad (C-9.2)$
---	---

Une fois l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK déterminé au point A et au point C, on peut appliquer la loi d'ouverture de fissure pour calculer la valeur effective de ce paramètre : ΔK_{eff} . Cette loi correspond à la loi d'Elber :

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \quad (C-10)$$

Avec $U(R) = a \cdot R_\sigma + b$ et où le paramètre R_σ est le rapport de charge et les paramètres a et b sont des constantes matériaux telles que :

- Pour $R \geq 0$, $a = a_+$ tel que $a_+ + b = 1$
- Pour $R < 0$, $a = a_-$

Les paramètres a_+ , a_- et b font partie des données matériaux nécessaires en entrée du programme PROPAG. Ce calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes effectif est évidemment effectué pour les valeurs de ΔK aux points A et C, on obtient donc au final $\Delta K_{eff}(A)$ et $\Delta K_{eff}(C)$.

Le programme PROPAG applique alors un modèle de fatigue pour déterminer l'avancée Δa de la fissure. La loi de propagation utilisée par défaut dans PROPAG est une loi de Paris avec rajout d'un terme prenant en compte l'effet du temps de maintien. Cette loi est formulée de la manière suivante :

$$\frac{da}{dN} = C_f \Delta K_{eff}^{m_f} + \int_{Cycle} C_c(T(t)) \cdot K(t)^{m_c(T(t))} dt \quad (C-11)$$

Elle implique donc 7 paramètres par température à identifier :

- 5 paramètres concernant la fatigue : les paramètres de la loi de Paris C_f , m_f et les paramètres de la loi d'ouverture d'Elber a_+ , a_- et b ;

- 2 paramètres concernant le temps de maintien : C_c et m_c .

Il est important de signaler que, dans le cas de l'utilisation de cette loi, les données matériaux ne s'appliquent que dans le domaine de Paris de la courbe de propagation : ni la partie proche du seuil de propagation ni la partie proche de la rupture ne sont décrites.

L'application directe du modèle de fatigue permet ainsi de calculer la vitesse de fissuration et l'avancée de la fissure au point A. Au point C, conformément à une analyse morphologique des fronts de fissure menée par SNECMA [SNE], un abattement de 10% est appliqué sur la vitesse de propagation obtenue par application directe du modèle. On a donc :

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_C = 0,9 \cdot f(\Delta K_{eff}(C)) \quad (C-12) \quad \text{et,} \quad \left. \frac{da}{dN} \right|_A = f(\Delta K_{eff}(A)) \quad (C-13)$$

Par application de cette méthode, on obtient donc les avancées de fissures aux points A et C : $\Delta a(A)$ et $\Delta a(C)$. Le programme PROPAG incrémente ensuite le nombre de cycles et teste ses différents critères d'arrêt pour vérifier que la situation ne mène ni à l'arrêt de la propagation, ni à la rupture du plan de propagation, ni à l'arrêt du calcul. Ces critères d'arrêt sont les suivants :

- ΔK_{seuil} atteint au point A ou au point C : arrêt de la propagation ;
- K_{Ic} atteint : rupture brutale du ligament non fissuré du plan de propagation. K_{Ic} est la ténacité du matériau ;
- La contrainte à rupture R_m est atteinte dans la section non fissurée du plan de propagation : il est rompu. Ce critère dépend de la taille du plan de propagation et donc de la taille de l'éprouvette dans le cas d'un calcul de la durée de vie d'une anomalie de surface sur éprouvette ;
- Si des valeurs limitatives aux paramètres ont été fixées au début du calcul (dimension de la fissure, nombre de cycles), on vérifie si l'une d'elle a été atteinte : si c'est le cas, le calcul est stoppé ;
- $\Delta K_{seuil \text{ vibratoire}}$ est atteint : arrêt du calcul ;
- Ouverture négative : arrêt du calcul.

Il convient d'analyser de manière précise le critère d'arrêt utilisé à la fin d'un calcul. En effet, l'utilisation d'un critère d'arrêt non pertinent peut engendrer des erreurs de calcul de la durée de vie en propagation. On peut également noter qu'aucune vérification du domaine de validité des différents formulaires de calcul de ΔK n'est effectuée. Il convient donc à l'utilisateur de réaliser cette opération par lui-même après l'exécution du programme PROPAG. Si aucun de ces critères d'arrêt n'est vérifié, on met à jour la forme du front de fissure en incrémentant les valeurs de a et c de l'avancée de la fissure respectivement aux points A et C, puis on revient à la première étape du calcul : la détermination de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK .

La précision et la pertinence de quelques points de cette méthodologie de calcul semblent à vérifier. Dans un premier temps, il paraît nécessaire de vérifier si le calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes respecte le domaine de validité fixé par Newman et Raju [NEW81]. Ce domaine de validité concerne les dimensions de la fissure par rapport aux dimensions du plan de propagation. La profondeur 'a' et la longueur en surface 'c' de la fissure doivent respecter les conditions suivantes :

- condition 1 : $0 \leq a/c \leq 2$;
- condition 2 : $c/W < 0,5$.

Le calcul vérifie toujours la condition 1. En revanche, la condition 2 n'est plus respectée en fin de propagation. En effet, la demie largeur du plan de propagation utilisé dans le calcul est de 4,15 mm. La longueur en surface 'c' de la fissure ne doit donc pas dépasser 2,075 mm pour rester dans le domaine de validité du calcul de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. Cette valeur est dépassée dans le calcul au cours des derniers cycles de propagation. Cependant, le domaine impacté par cette erreur correspond au maximum à 5% de la durée de vie totale calculée. L'erreur engendrée semble donc trop faible pour expliquer la différence entre la durée de vie expérimentale et la durée de vie calculée par le programme PROPAG.

Nous avons ensuite vérifié la pertinence de la loi de propagation utilisée dans le calcul. Cette loi a été établie par SNECMA sur de l'Inconel 718DA provenant d'un autre lot matière. Il apparaît donc important de valider son utilisation pour le calcul en propagation du matériau de cette étude. Deux éprouvettes de fissuration de recalage ont donc été testées par SNECMA sur le lot matière utilisé dans notre étude. Ces éprouvettes sont de type KBr et contiennent une anomalie semi circulaire de 381 μm de profondeur introduite par électroérosion. La présence de cette anomalie permet de suivre la propagation de fissures longues. La comparaison de la vitesse de propagation de ces éprouvettes de recalage avec la loi de propagation de référence utilisée dans le programme PROPAG est présentée sur la figure C-24. Les vitesses de propagation provenant de deux autres éprouvettes contenant des anomalies semi elliptiques testées au cours de l'étude sont également visibles sur ce graphique. Ainsi, on vérifie que le matériau de notre étude suit la même loi de propagation que celle qui est utilisée dans le programme PROPAG. Son utilisation est donc pertinente dans le calcul de la durée de vie.

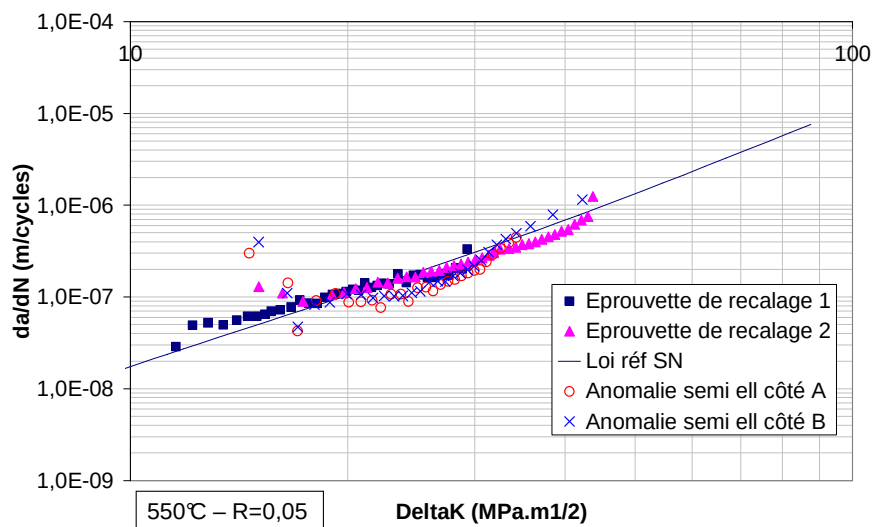


Figure C-24. Vérification de la loi de propagation utilisée dans le programme PROPAG.

Le dernier point à vérifier dans la méthodologie de calcul concerne le critère d'arrêt. Dans la configuration géométrique testée et avec les conditions d'essais fixées, le programme PROPAG arrête le calcul par le critère de rupture de la section non fissurée du plan de propagation. Cela paraît cohérent avec les analyses fractographiques qui indiquent une rupture ductile dans la section non fissurée de l'éprouvette. Toutefois, le calcul de la contrainte atteinte expérimentalement dans cette section montre que la rupture a lieu pour un niveau de contrainte inférieur à la valeur de la contrainte à rupture du matériau donné par SNECMA. Cela semble pouvoir être expliqué par la présence d'une fissure qui concentre les contraintes. De plus, il a été vérifié que les autres critères d'arrêt ne sont pas cohérents pour expliquer la

rupture expérimentale des éprouvettes. En effet, au moment de la rupture, la ténacité du matériau est loin d'être atteinte et les autres critères d'arrêt ne sont pas pertinents dans le cas de cette étude. On montre également que la différence entre la valeur de la contrainte à rupture utilisée dans le calcul (1350 MPa dans cette configuration) et la valeur expérimentale moyenne (environ 1270 MPa) n'engendre, dans le calcul, qu'un écart inférieur à 6% dans le résultat de la durée de vie. Cet écart ne permet pas d'expliquer le conservatisme du calcul de durée de vie par le programme PROPAG par rapport aux durées de vie expérimentales.

Finalement, nous avons vérifié que le programme PROPAG évalue de manière cohérente la durée de vie en propagation des fissures longues créées à partir des anomalies de surface. Cette conclusion est valable en supposant qu'une fissure se comporte comme une fissure longue à partir des dimensions de profondeur a_i et de longueur en surface c_i correspondant aux dimensions d'une anomalie de surface. Cette hypothèse est essentielle dans le calcul et il semble qu'elle doive être remise en question pour pouvoir expliquer la différence entre les durées de vie expérimentales et calculées. En effet, la durée de vie à l'amorçage étant très courte et la propagation des fissures longues étant évaluée de manière cohérente, on peut raisonnablement penser que la source des différences entre les durées de vie expérimentales et calculées provient du domaine des fissures courtes. On peut ainsi supposer un ralentissement de la vitesse de fissuration dans les premiers stades de propagation de fissure pour les anomalies de type rayure et choc. L'analyse des vitesses de propagation mesurées expérimentalement devrait pouvoir valider cette hypothèse et permettre d'évaluer la profondeur impactée avant qu'une fissure amorcée depuis une anomalie de surface se comporte comme une fissure longue.

C.3.2. Vitesses de propagation

L'analyse des mesures électriques de différence de potentiel, réalisées au cours des essais, doit nous permettre de vérifier l'hypothèse selon laquelle la micropropagation est ralentie pour les rayures et les chocs. Il s'agit donc ici d'exposer les résultats d'exploitation des mesures électriques pour valider cette hypothèse.

C.3.2.1. Exploitation des mesures de potentiel

L'exploitation des mesures expérimentales de différence de potentiel s'effectue en plusieurs étapes :

- la correction des mesures expérimentales par l'utilisation d'une différence de potentiel de référence « corrigée » dépendante de l'anomalie de surface initiale ;
- le lissage des mesures expérimentales ;
- l'utilisation de la courbe de calibration pour déterminer les valeurs de profondeur de fissure correspondant aux mesures électriques ;
- le calcul de l'évolution de la vitesse de propagation.

La première étape consiste à normer les mesures de différences de potentiel V réalisées au cours de l'essai par une valeur de référence V_{ref} . Le choix de cette valeur fait débat parmi les auteurs utilisant cette technique de suivi de la fissuration. La plupart d'entre eux, comme Gandossi et al. [GAN01], se servent de la valeur de différence de potentiel mesurée au début de l'essai alors que d'autres utilisent la valeur mesurée pour une certaine longueur de fissure. Ainsi, Enmark et al. [ENM92] choisissent la différence de potentiel de référence comme la valeur mesurée pour une longueur de fissure égale à la moitié de l'épaisseur de l'éprouvette. Aucun élément en particulier ne paraît justifier ce choix de la différence de potentiel de référence. Dans le cas de notre étude, nous avons choisi d'établir

une courbe de calibration en ne prenant pas en compte la présence de l'anomalie de surface initiale (cf. partie B). Pour cette raison, il n'est pas possible d'utiliser une valeur expérimentale pour normer les mesures. En effet, d'une part, cette valeur expérimentale dépend de la géométrie de l'anomalie de surface initiale et d'autre part, cela créerait une incohérence par rapport à la courbe de calibration qui ne simule pas la présence de l'anomalie. Nous avons donc choisi d'utiliser une différence de potentiel de référence V_{ref} « corrigée ». Celle-ci est déterminée de manière à faire correspondre, dans la courbe de calibration, l'anomalie de surface initiale à une fissure de même profondeur. Ainsi, V_{ref} doit respecter la condition :

$$a_{ini} = f(V_{ini}/V_{ref})$$

Avec V_{ini} correspondant à la première mesure expérimentale de différence de potentiel effectuée au départ de l'essai, a_{ini} à la profondeur de l'anomalie de surface et f à la courbe de calibration.

L'étape suivante correspond au lissage des mesures expérimentales de différence de potentiel. Elle est essentielle car, même si le bruit électrique est réduit au minimum, celui-ci ainsi que la dispersion des mesures peut conduire à une exploitation erronée des résultats avec une forte dispersion des valeurs de profondeur de fissure et donc de vitesse de propagation. Pour éviter cet effet, nous avons choisi de lisser les mesures expérimentales sur 500 cycles, de manière à obtenir une valeur correspondant à la moyenne de 50 points de mesure. Ce nombre de points semble permettre de lisser correctement les mesures expérimentales pour s'affranchir du bruit et de la dispersion. De plus, on choisit d'effectuer cette moyenne tous les 250 cycles. Ainsi, on évite de perdre trop d'informations sur le suivi de la fissuration au cours de l'essai en discrétisant l'évolution de la différence de potentiel de manière à obtenir un nombre de points important. La figure C-25 présente cette méthodologie de lissage des mesures expérimentales. Le graphique représente les mesures expérimentales non traitées de différence de potentiel sur les deux voies de suivi électriques : V_a et V_b . Chaque fenêtre correspond à un unique point traité correspondant à la moyenne de l'ensemble des mesures comprises dans la fenêtre. Dans le cadre de la création d'une procédure de dépouillement des essais à certifier, le choix de la taille de la fenêtre, fixée ici à 500 cycles, devrait être soumis à une analyse précise concernant son influence sur le calcul de la vitesse de propagation. La taille utilisée ici apparaît suffisante pour lisser les mesures de différence de potentiel et conserver un nombre de points important permettant de discrétiser l'évolution de la vitesse de propagation sur l'ensemble du domaine de fissuration.

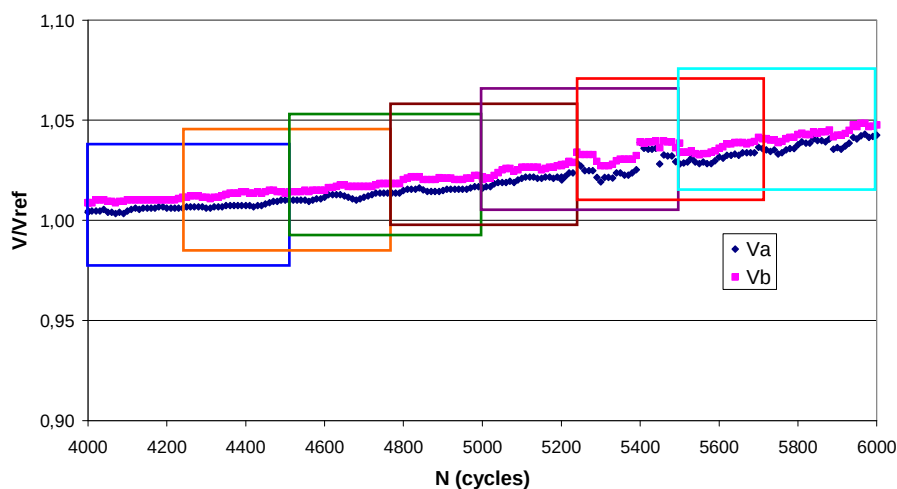


Figure C-25. Lissage des mesures expérimentales de différence de potentiel.

La détermination de l'évolution de profondeur de fissure et de la vitesse de fissuration constitue la fin de l'exploitation des résultats. La courbe de calibration préalablement déterminée et validée, selon la méthode décrite dans la partie B, est utilisée pour évaluer la profondeur de fissure correspondant à chaque valeur moyennée de différence de potentiel. On peut ensuite aisément évaluer la vitesse de propagation da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Celui-ci est déterminé au point A (cf. figure C-22) en utilisant les formules de Newman et Raju [NEW81] décrites précédemment pour une profondeur de fissure a_{moy} correspondant à la moyenne entre deux points de mesures traités a_1 et a_2 . La longueur de fissure en surface c_{moy} est évaluée en utilisant les lois d'évolution moyenne du front de fissure dépendantes du type d'anomalie reliant la longueur en surface à la profondeur de fissure. La vitesse de propagation est enfin évaluée entre les profondeurs a_1 et a_2 correspondant à des nombres de cycles N_1 et N_2 .

C.3.2.2. Validité des mesures et du dépouillement

Plusieurs méthodes sont utilisées pour vérifier la validité des mesures électriques et du dépouillement des résultats expérimentaux. Les marquages thermiques permettent d'effectuer une première évaluation de la validité des résultats. En effet, on peut aisément estimer une vitesse moyenne de propagation de fissure entre deux marquages de fissures mesurés sur le faciès de rupture. Pour cela, on mesure l'avancée 'da' de la fissure entre deux marquages thermiques et on calcule la vitesse de propagation en divisant cette valeur par le nombre de cycles séparant les deux marquages. L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte est, quant à lui, calculé pour une profondeur a_{moyen} de fissure correspondant à la profondeur moyenne entre les deux marquages thermiques. La figure C-26 présente la courbe de vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte obtenue pour des anomalies semi elliptiques.

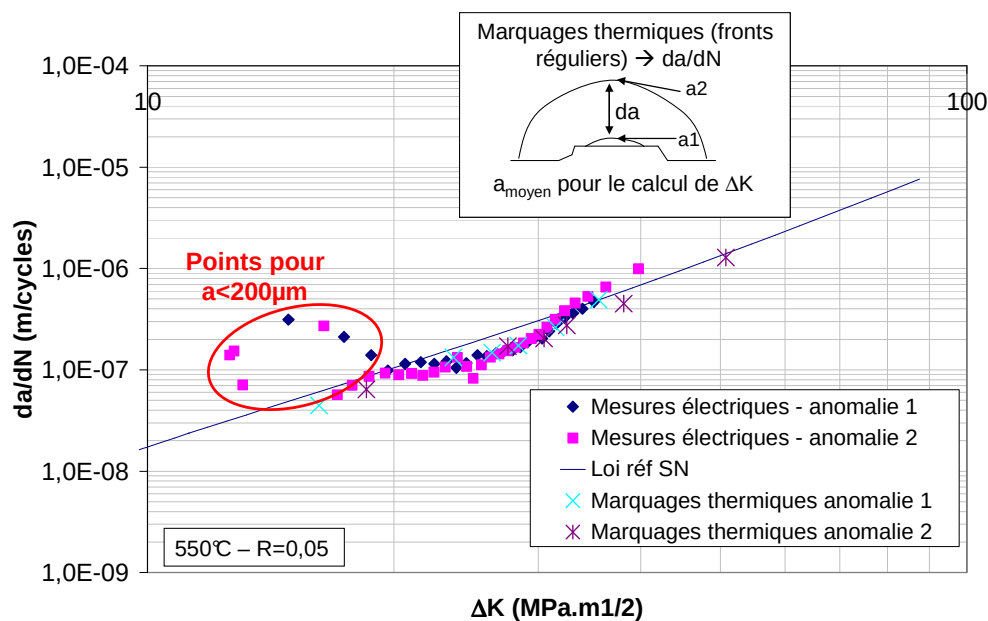


Figure C-26. Comparaison des vitesses de propagation obtenues par mesures électriques et marquages thermiques.

On peut vérifier sur ce graphique que les vitesses de propagation données par l'exploitation des mesures électriques de différence de potentiel sont en très bon accord avec les vitesses obtenues par l'analyse des marquages thermiques, excepté pour les premières mesures électriques correspondant à une profondeur de fissure inférieure à 200 μm . Ce

domaine, entouré en rouge dans le graphique de la figure C-26, semble surestimer la vitesse de propagation par rapport à la loi de référence obtenue par SNECMA pour des fissures longues. Cela ne paraît pas cohérent avec les observations expérimentales et les marquages thermiques qui indiquent une vitesse en corrélation avec la loi référence SNECMA sur l'ensemble de la propagation. Il semble que le saut de différence de potentiel occasionné par la détection de l'amorçage conduise à des résultats de vitesse de propagation non pertinents en début de propagation. Ce résultat est accentué par la pente très importante de la courbe de calibration dans ce domaine de profondeur de fissure qui peut mener à un calcul de vitesse de propagation élevée pour une faible évolution de la différence de potentiel. Dans la configuration expérimentale mise en place, la résolution de cette technique de suivi de la fissuration conduit à des résultats non valables pour des profondeurs de fissure inférieures à 200 μm . Les résultats obtenus dans ce domaine ne seront donc pas discutés dans la suite de l'étude.

Dans le but de vérifier les résultats de vitesses de propagation avec des mesures « locales », une étude des interstries a été réalisée. Ces dernières ont été observées en premier par Zaffe et Worden [ZAF51] et de nombreux auteurs, comme Forsyth et Ryder [FOR60], Bates et Clark [BAT69], Hertzberg et Euw [HER73] ou encore Au et Ke [AU81], ont montré sur des aciers et des alliages d'aluminium et de titane que la distance interstrie correspond à l'avancée de la fissure pendant un cycle de chargement. Des observations au microscope électronique à balayage ont permis de mesurer des distances interstrie pour différentes profondeurs de fissure. Un exemple d'observation de stries à une distance d'1mm du bord de l'éprouvette pour une fissure amorcée à partir d'une rayure est présenté sur la figure C-27. On présente ensuite, sur la figure C-28, la comparaison entre les vitesses de propagation obtenues par exploitation des mesures électriques et par analyse des distances interstrie pour des anomalies de type rayure (a) et choc (b). Une barre correspondant à une erreur de 20% est tracée pour les vitesses de propagation provenant des distances interstries. Cela s'explique par la difficulté de mesure du nombre de stries mesurées qui peut entraîner une erreur de 20% dans le résultat de la vitesse de propagation.

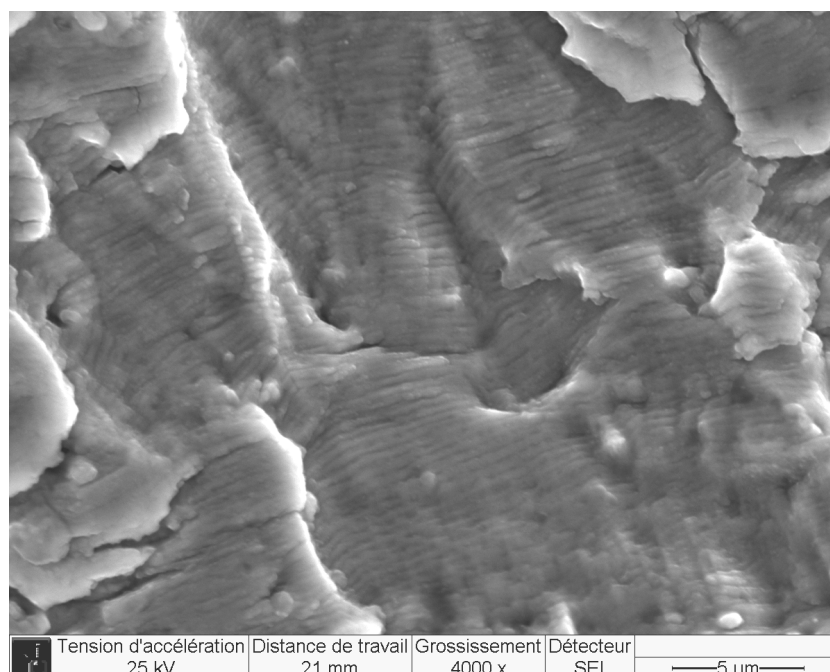


Figure C-27. Exemple d'observation de stries de fatigue au MEB.

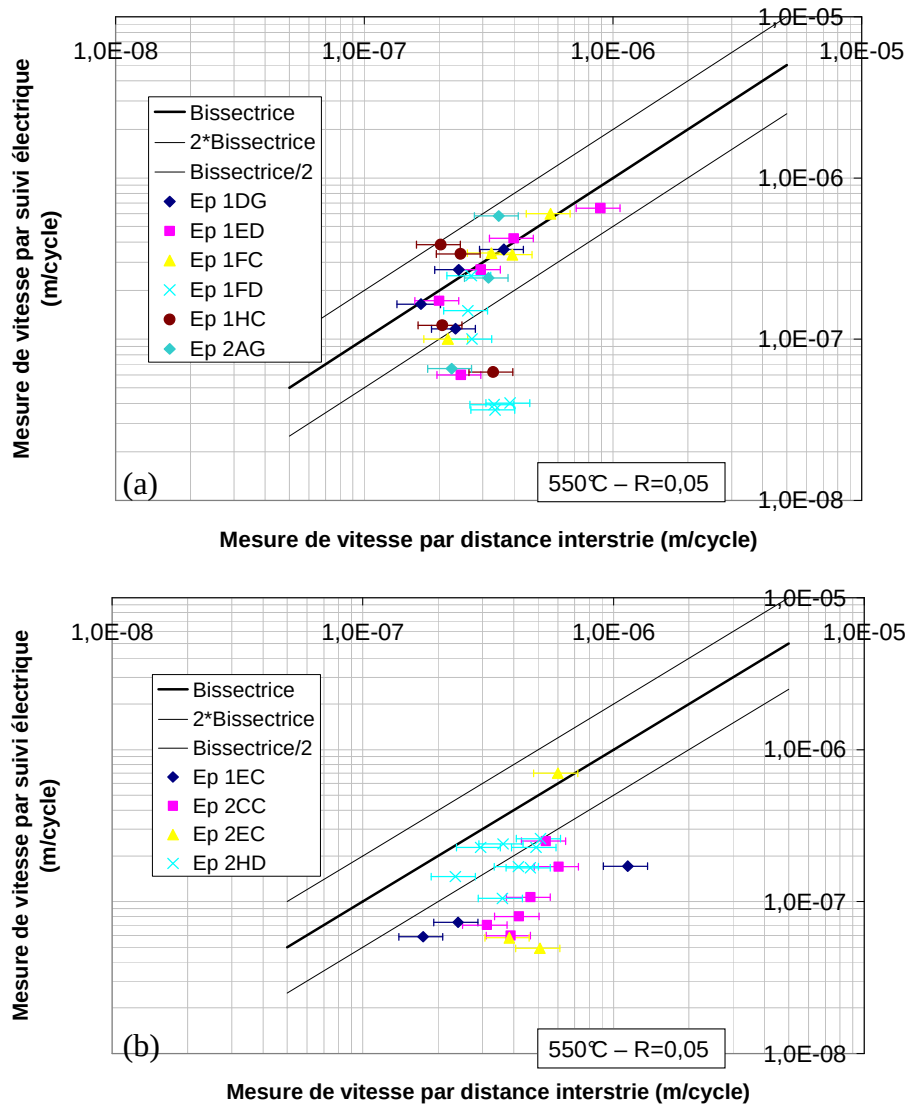


Figure C-28. Comparaison des vitesses de propagation obtenues par exploitation des mesures électriques et analyse des distances interstrie pour des anomalies de type rayure (a) et choc (b).

On remarque que, pour les anomalies de type rayure, une bonne corrélation existe entre les vitesses provenant des mesures électriques et des distances interstrie dans le domaine des vitesses supérieures à environ 1.10^{-7} m/cycle. En revanche, les mesures de distance interstrie conduisent à surestimer la vitesse de propagation par rapport au résultat des mesures électriques dans le domaine des vitesses inférieures à 1.10^{-7} m/cycle. Cette transition correspond à une profondeur de fissure d'environ 700 μm à 1 mm. Pour des profondeurs supérieures, la corrélation entre les deux mesures de vitesses est satisfaisante. Elle ne l'est plus pour des profondeurs inférieures. Les anomalies semi elliptiques et semi circulaires présentent le même résultat. Celui-ci pourrait s'expliquer par le fait que, pour des faibles vitesses de propagation, la distance interstrie ne correspond pas à l'avancée de la fissure sur un seul cycle mais sur plusieurs cycles. Cela a notamment été observé par Davidson et Lankford [DAV92] et par Miller [MIL69]. Miller fait par ailleurs le constat inverse pour des vitesses de propagation élevée, c'est-à-dire supérieure à 1.10^{-6} m/cycle. Dans ce cas, la distance interstrie peut ne correspondre pas seulement à l'avancée de la fissure sur un cycle mais également à d'autres mécanismes de rupture supplémentaires comme le clivage ou la coalescence de vides.

Les mesures de distance interstrie semblent valider les mesures expérimentales électriques et l'exploitation des résultats pour l'obtention des vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir d'anomalies de surface de type rayure, semi elliptique ou semi circulaire. En revanche, le cas des chocs apparaît moins satisfaisant. Pour ce type d'anomalie, les vitesses de propagation par mesure électrique et distance interstrie donnent des résultats différents sur tout le domaine de fissuration. La surestimation de la vitesse de propagation pour les vitesses inférieures à 1.10^{-7} m/cycle peut sans doute être expliquée de la même manière que pour les rayures, c'est-à-dire par le fait qu'une interstrie ne correspond pas à un seul cycle de chargement. La difficulté d'exploitation des mesures électriques sur les anomalies de type choc a aussi déjà été soulignée. La forme du front de fissure en oreille et le double plan de propagation ne permettent pas d'élaborer une courbe de calibration de cette technique de façon fiable et précise. Cela pourrait expliquer les différences de mesures de vitesses locales par distance interstrie avec les valeurs provenant des mesures électriques pour les vitesses supérieures à 1.10^{-7} m/cycles. En effet, la calibration du suivi de la différence de potentiel a été effectuée en mesurant la profondeur de fissure dans l'axe du choc et en simulant une fissure de forme semi elliptique. Les mesures locales de vitesses de fissuration par distance interstrie peuvent donc logiquement engendrer des résultats sensiblement différents.

Par conséquent, l'analyse des vitesses de propagation obtenues sur les anomalies de type choc devra être réalisée en ayant conscience de la faible fiabilité à accorder aux résultats. Pour remédier à ce problème, on peut proposer différentes solutions. D'une part, la géométrie des chocs pourrait être modifiée de manière à obtenir une propagation moins complexe et se rapprocher de la géométrie réelle des chocs sur pièces. Un profil en V de ce type d'anomalie permettrait ainsi, dans un premier temps, de pouvoir exploiter les mesures électriques de manière beaucoup plus fiable. D'autre part, la technique expérimentale de mesure de la différence de potentiel pourrait être améliorée dans le but de pouvoir suivre de façon plus efficace ce type de propagation complexe. Comme il a déjà été mentionné dans la partie B, l'utilisation de plusieurs couples de points de mesure le long de l'anomalie apparaît comme une solution adaptée. On peut aussi rappeler l'idée du développement d'un outil de mesure capable de se déplacer le long de la surface de l'éprouvette.

C.3.2.3. Analyse des vitesses de propagation pour les rayures

Le dépouillement des mesures électriques de différence de potentiel, réalisées sur des anomalies de type rayure, confirme le ralentissement de la vitesse de fissuration dans les premiers stades de propagation pour ce type d'anomalie. Le graphique de la figure C-29 présente un exemple d'évolution de la vitesse de fissuration obtenue pour une rayure de 150 μ m de profondeur testée à une contrainte maximale de 800 MPa. La vitesse de propagation apparaît la plus faible en fond d'anomalie, puis elle augmente progressivement jusqu'à rejoindre la courbe de référence SNECMA pour les fissures longues à un niveau d'amplitude de facteur d'intensité de contrainte de $30 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Cette valeur correspond à une longueur de fissure de 1,1 mm. Il semble donc que les fissures ayant dépassées cette longueur de zone affectée se comportent comme des fissures longues. En revanche, les fissures de profondeur inférieure sont ralenties. On note que la profondeur initiale de la rayure n'influence pas l'évolution de la vitesse de fissuration. La contrainte maximale a, quant à elle, un rôle sur la courbe $da/dN = f(\Delta K)$. Cela s'explique par le fait que le changement de contrainte maximale impacte un domaine différent du facteur d'intensité de contrainte. Ainsi, la courbe de propagation des rayures testées à une contrainte maximale de 1050 MPa ne rejoint la courbe de référence SNECMA qu'à une valeur de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte

d'environ $40 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Comme l'illustre la figure C-30, la profondeur de la zone affectée reste toutefois identique.

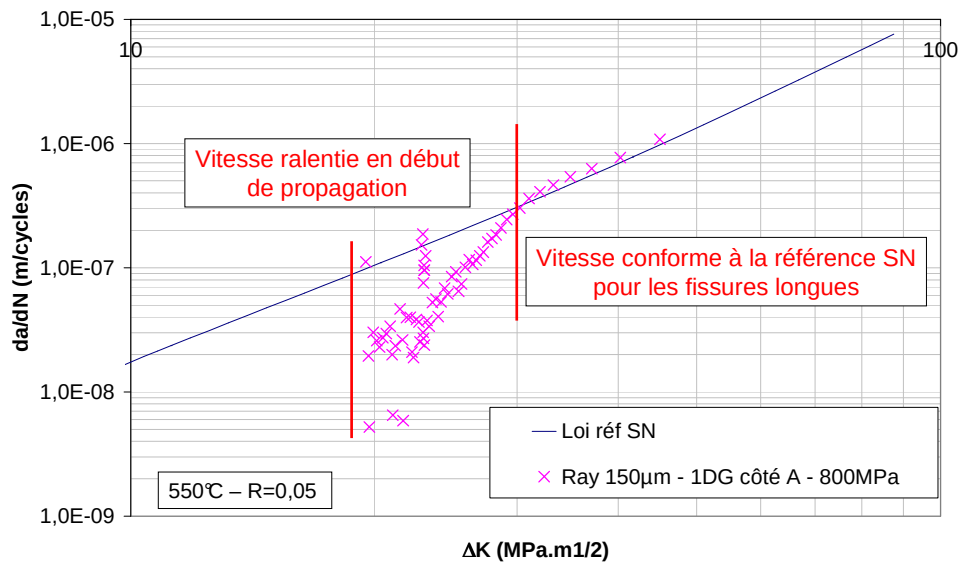


Figure C-29. Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour une rayure de 150 μm testée à 800 MPa.

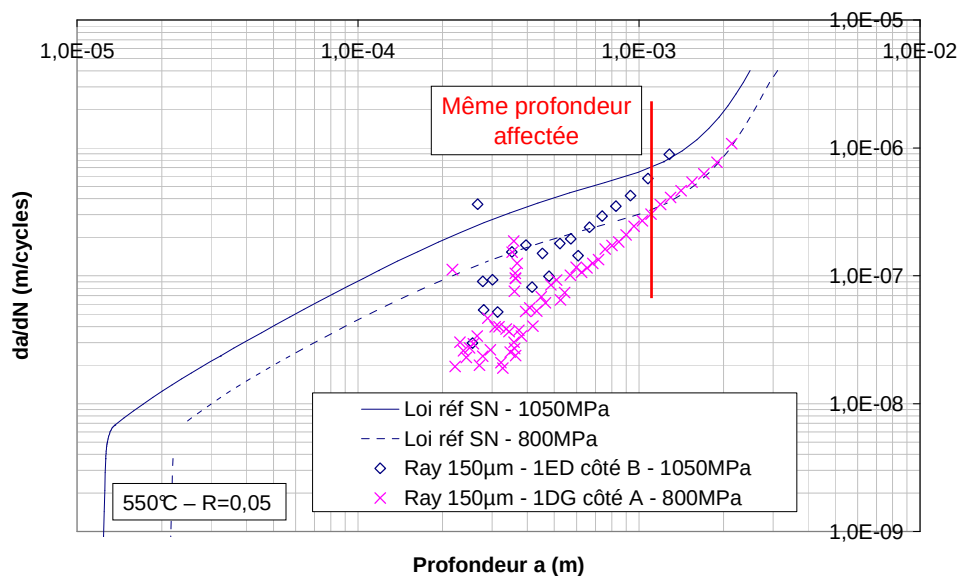


Figure C-30. Profondeur affectée pour les anomalies de type rayure.

On a également constaté que la dispersion des résultats de vitesse de propagation est très faible pour ce type d'anomalie de surface. Cela facilitera la modélisation de la durée de vie de ce type d'anomalie.

Le pourcentage de la durée de vie totale correspondant au temps passé pour qu'une fissure se propage jusqu'à une profondeur de 1,1mm à partir d'une rayure est de 65 à 70%. Cela signifie que la propagation de la fissure en tant que fissure longue jusqu'à la rupture, qui se produit généralement pour une profondeur de fissure d'environ 2 à 2,5 mm, est très rapide. Ce résultat souligne l'importance à accorder à la compréhension et à la modélisation du

phénomène occasionnant le ralentissement de la vitesse de fissuration dans le domaine de micropropagation dans l'optique d'une modélisation précise permettant le calcul de la durée de vie des rayures en fatigue.

C.3.2.4. Analyse des vitesses de propagation pour les chocs

On rappelle ici que l'analyse des vitesses de propagation des anomalies de type choc concernera uniquement les tendances d'évolution de la vitesse. En effet, les valeurs quantitatives ne semblent pas fiables et la dispersion des moyennes de mesure est très élevée.

La vitesse de propagation des fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type choc montre aussi un ralentissement de la vitesse dans les premiers stades de fissuration. Celui-ci est illustré sur la figure C-31.

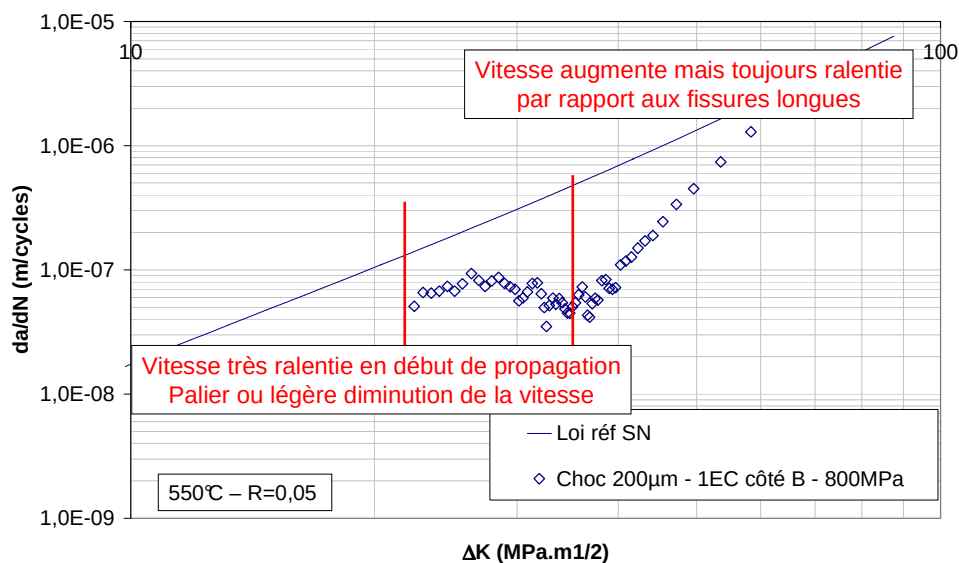


Figure C-31. Courbe de propagation obtenue pour un choc de 200 µm testé à 800 MPa.

La vitesse apparaît très ralentie en début de propagation et n'évolue pas ou diminue légèrement lors des premiers stades de fissuration jusqu'à un niveau de facteur d'intensité de contrainte d'environ $35 \text{ MPa.m}^{1/2}$. A partir de cette valeur, correspondant à une profondeur de fissure d'environ 600 à 800 µm, la vitesse de propagation augmente pour tendre à rejoindre la vitesse de référence des fissures longues en toute fin de propagation, avant la rupture de l'éprouvette. Il semble donc que, dans le cas d'anomalies de type choc, la zone affectée par le ralentissement de la vitesse de fissuration concerne l'ensemble du domaine de propagation. On peut toutefois définir un palier où la vitesse est particulièrement ralentie et diminue légèrement jusqu'à une profondeur d'environ 600 à 800 µm. Ce palier correspond à environ 80% de la durée de vie totale d'une anomalie de type choc. De la même manière que pour les rayures, il apparaît donc essentiel d'analyser et modéliser correctement le phénomène contrôlant la vitesse de propagation des fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type choc.

On peut noter qu'étant donné la dispersion élevée des mesures de vitesses, il n'est pas possible de statuer sur l'influence de la profondeur de ce type d'anomalie. La contrainte maximale semble avoir la même influence que pour les rayures, c'est-à-dire que le ralentissement de la vitesse de propagation n'affecte pas le même domaine du facteur d'intensité de contrainte pour les deux contraintes maximales testées.

C.3.2.5. Analyse des vitesses de propagation pour les anomalies semi elliptiques et semi circulaires

Les anomalies semi elliptiques et semi circulaires ne se comportent pas du tout comme les rayures et les chocs lors des premiers stades de propagation. En effet, aucun ralentissement de la vitesse de propagation n'a été observé. Comme l'illustre le graphique de la figure C-32, l'exploitation des mesures expérimentales indique que la vitesse de propagation de fissures s'amorçant à partir de ces types d'anomalie est très proche de la vitesse de référence des fissures longues modélisée par SNECMA. On note que les points de mesure de vitesse, correspondant à une profondeur de fissure inférieure à la résolution de la technique de mesure définie à 200 μm , n'ont pas été tracés dans ce graphique.

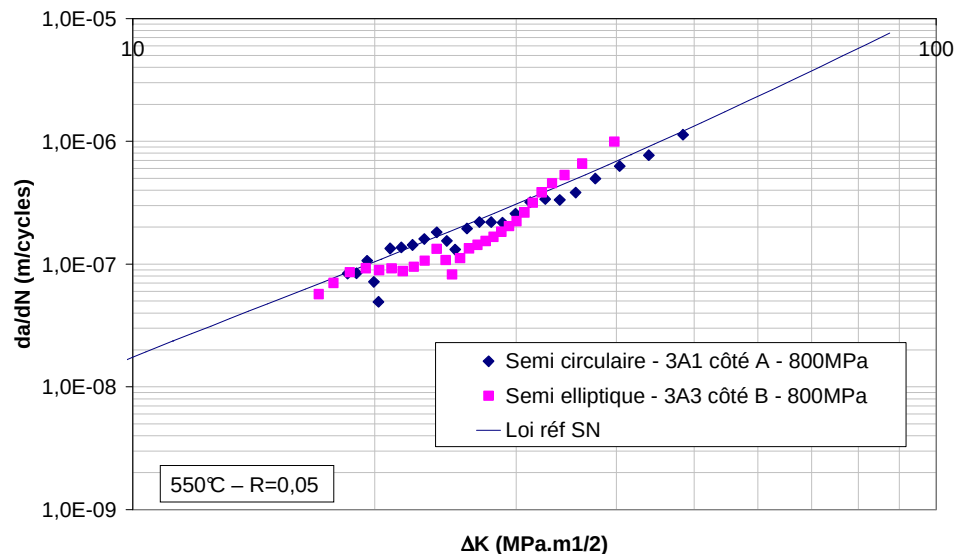


Figure C-32. Vitesse de propagation des anomalies semi elliptiques et semi circulaires.

Ce résultat met en valeur le fait que le phénomène occasionnant un ralentissement de la vitesse de fissuration en début de propagation pour les rayures et les chocs, n'intervient pas, ou est compensé, pour les anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Cela pourrait être expliqué par la différence de géométrie des anomalies ou par l'influence de la méthode d'introduction qui génère un état de contrainte résiduelle différent. On a ainsi déjà montré dans la partie A que la méthode d'introduction provoque un endommagement microstructural différent pour chaque type d'anomalie. Il semble donc important de pouvoir découpler l'influence de ces deux paramètres pour identifier le phénomène contrôlant la durée de vie des rayures et des chocs.

C.3.3. Scénarios de propagation

L'analyse du comportement des anomalies de surface en propagation concerne également l'évolution de la forme du front de fissure au cours de la durée de vie. Il s'agit donc ici, d'élaborer des scénarios de propagation en fonction du type d'anomalie, de sa profondeur et des conditions de chargement.

C.3.3.1. Rayure

Il a déjà été montré que les fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type rayure, se créent de manière privilégiée au fond de l'entaille et sur l'extrémité pouvant comporter un défaut géométrique. Plusieurs fissures peuvent donc se former sur une rayure. Dans ce cas,

ces fissures se comportent de manière indépendante au début de la fissuration et se propagent avec un front semi elliptique. Puis, une coalescence a lieu et une unique fissure semi elliptique se forme et se propage jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Ce type de scénario de propagation est illustré schématiquement sur la figure C-32 (a) et un exemple sur un faciès de rupture marqué thermiquement est présenté sur la figure C-32 (b). On observe également des cas où une unique fissure s'amorce au fond de la rayure. C'est notamment toujours le cas des rayures de 50 μm . Cela s'explique par le fait que les anomalies de type rayure de cette profondeur ne comporte pas de défaut géométrique à l'une de leur extrémité. Dans ce cas, la fissure se propage de manière régulière avec un front semi elliptique jusqu'à la rupture. Ce cas est reporté sur les figures C-32 (c) et (d). Le scénario de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayure est donc dépendant de la profondeur de l'anomalie du fait de l'introduction d'un défaut géométrique au niveau d'une extrémité de la rayure. La méthode d'introduction peut donc engendrer un scénario de propagation complexe qui n'est pas représentatif des conditions réelles de propagation d'une fissure à partir d'une rayure sur pièce. Une perspective du travail pourrait donc être de travailler sur la méthode d'introduction de ce type d'anomalie de manière à éviter de créer un défaut géométrique artificiel. Toutefois, le scénario de propagation impliquant un amorçage multiple ne semble pas engendrer de différence en termes de durée de vie des anomalies. L'impact de la présence d'un défaut géométrique sur une extrémité d'une rayure apparaît donc minime.

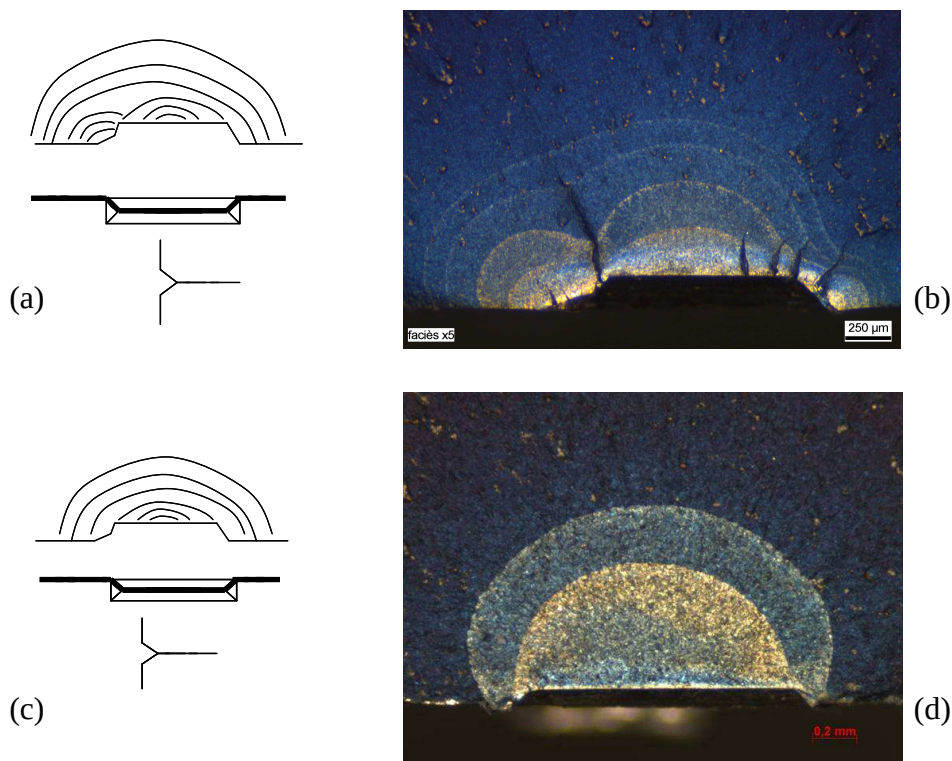


Figure C-33. Scénarios de propagation identifiés pour les rayures à 550°C et $R = 0,05$. Schéma (a) et photo d'un faciès de rupture (b) dans le cas d'un amorçage multiple sur rayure de 150 μm . Schéma (c) et photo d'un faciès de rupture (d) dans le cas d'un amorçage unique sur rayure de 50 μm .

C.3.3.2. Choc

Le scénario de propagation des fissures s'amorçant à partir d'un choc est complexe. La géométrie de ce type d'anomalie favorise l'amorçage sur les deux arêtes du profil en U du choc et donc la création de deux plans de propagation. Le scénario de propagation jusqu'à la rupture dépend alors de la contrainte maximale de l'essai. Pour une contrainte maximale de

800 MPa, on assiste à l'évolution du front de propagation sous une forme « en oreille », c'est-à-dire que la fissure, après s'être amorcé au fond du choc, se propage préférentiellement dans l'une ou les directions des coins du choc plutôt que dans l'axe de l'anomalie. Quatre fissures peuvent donc se propager dans les directions des quatre coins du choc. Il est alors possible que la rupture soit occasionnée par la coalescence de deux fissures situées dans des plans de propagation différents et provenant de deux coins opposés de l'anomalie. Ce type de scénario de propagation est présenté sur la figure C-33 (a) et (b). En revanche, lorsqu'un choc est soumis à une contrainte maximale de 1050 MPa, on n'a pas constaté de fronts de propagation en oreille. Les fissures, s'amorçant au fond du choc sur les arêtes, se propagent alors suivant un front de propagation semi elliptique illustré sur la figure C-33 (c) et (d). Dans ce cas, la rupture se produit toujours sur l'un des deux plans de propagation.

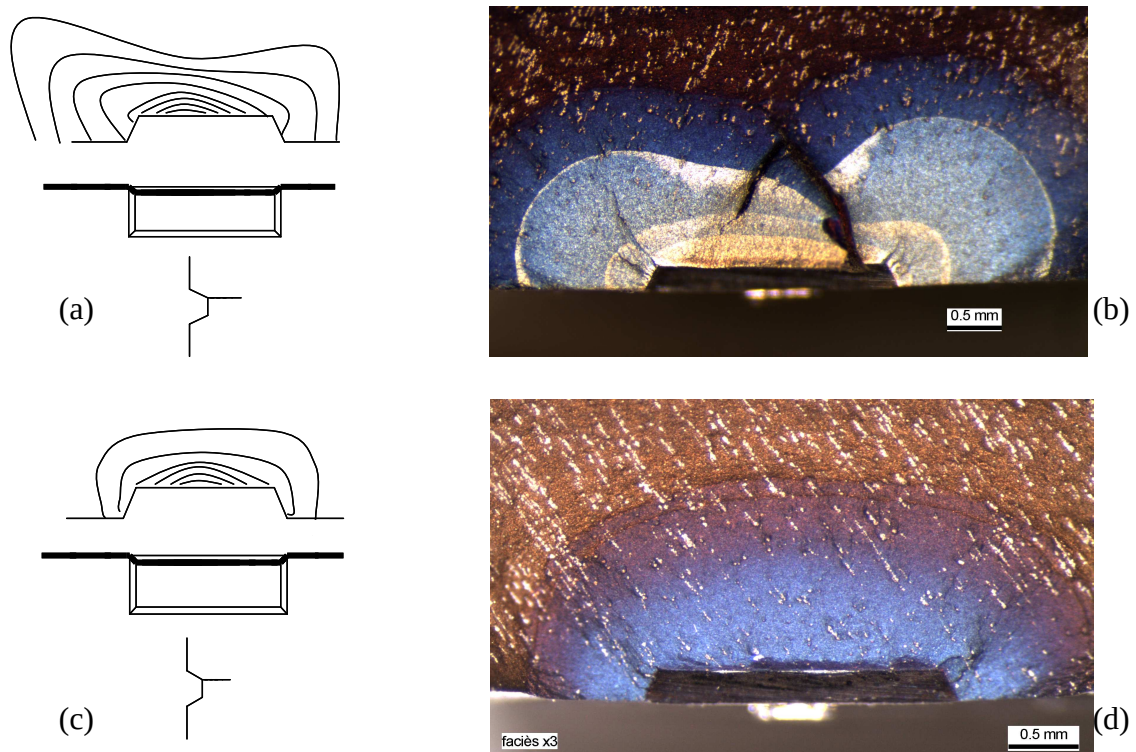


Figure C-34. Scénarios de propagation identifiés pour les chocs à 550°C et $R = 0,05$. Schéma (a) et photo d'un faciès de rupture (b) dans le cas d'une sollicitation à 800 MPa. Schéma (c) et photo d'un faciès de rupture (d) dans le cas d'une sollicitation à 1050 MPa.

Il apparaît que le scénario de propagation des fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type choc est fortement dépendant de la contrainte maximale appliquée. On peut penser qu'un chargement élevé permet d'outrepasser le phénomène conduisant à un front de propagation en oreille dans le cas d'une contrainte maximale plus faible. La modélisation de la durée de vie des chocs devra donc certainement prendre en compte cet effet.

C.3.3.3. Anomalies semi elliptiques et semi circulaires

Les anomalies semi elliptiques et semi circulaires montrent un comportement «classique» en propagation. En effet, les fissures s'amorcent à partir du fond de l'anomalie et se propagent suivant une forme régulière semi elliptique jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Le rapport d'ellipticité du front de fissure diffère en fonction du type de l'anomalie. Les fissures se créant à partir d'anomalies semi elliptiques présentent un rapport c/a , longueur en surface sur profondeur, plus important dans les premiers stades de propagation que celles s'amorçant

à partir d'anomalies semi circulaires. On peut également noter que ce rapport d'ellipticité ne reste pas constant au cours de la fissuration : il tend vers $c/a = 1$ en fin de propagation, c'est-à-dire que les fissures deviennent progressivement semi circulaires. La figure C-34 présente des photos de faciès de rupture sur anomalies semi elliptiques et semi circulaires illustrant l'évolution de la forme du front de fissure au cours de la propagation.

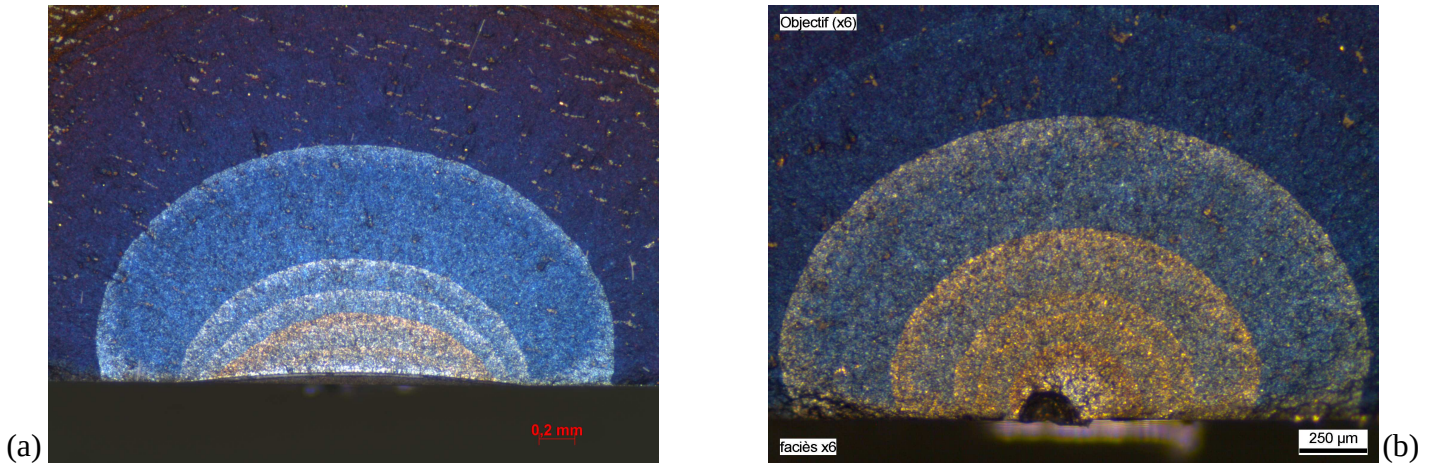


Figure C-35. Photo de faciès de rupture à partir d'une anomalie semi elliptique (a) et semi circulaire (b).

Ce comportement confirme qu'aucun phénomène particulier ne semble perturber la propagation des anomalies semi elliptiques et semi circulaires au contraire des anomalies de type rayure et choc.

Conclusions intermédiaires et perspectives

Des essais expérimentaux ont été entrepris pour caractériser le comportement en fatigue d'anomalies de surface. L'analyse des résultats en termes de durée de vie a permis de statuer sur l'influence du type et de la profondeur des anomalies, de la contrainte maximale et de la température. L'augmentation de la profondeur des anomalies conduit à l'obtention de durées de vie plus faibles. Cet effet est d'autant plus marqué que la contrainte maximale est faible. Pour une contrainte maximale de 800 MPa, il a été observé que les rayures de 50 μm semblent constituer un seuil de nocivité. Ce dernier point est vérifié pour des températures inférieures ou égales à 600°C. La dépendance de la durée de vie des anomalies de surface à leur profondeur est un paramètre important à prendre en compte dans la modélisation de la durée de vie. La caractérisation des seuils de nocivité des anomalies de surface en fonction des conditions de sollicitations apparaît aussi comme un enjeu majeur.

L'analyse paramétrique a également permis de conclure que l'augmentation de la contrainte maximale et de la température tend à accroître la nocivité des rayures et des chocs. Cela ouvre des perspectives quant à la nécessité de compréhension de l'origine de ces effets. La modification des conditions de chargement et de température entraîne-t-elle un changement de mécanisme contrôlant la durée de vie des anomalies de surface ou bien est-ce un phénomène dû à la variation de comportement du matériau ? Cette question apparaît essentielle et sera abordée dans la suite du travail.

La comparaison des résultats en fonction du type d'anomalie a été réalisée en interpolant les moyennes des durées de vie expérimentales. Il semble que, pour une condition de sollicitation donnée, les anomalies semi elliptiques soient les anomalies de surface les plus nocives devant les rayures et les chocs. Ces derniers apparaissent comme les moins nocifs en

fatigue dans les conditions de sollicitation testées. Ce résultat met en évidence la nécessité de découpler les effets de morphologie des anomalies et de méthode d'introduction.

L'étude du comportement à l'amorçage des anomalies a permis de révéler que des fissures s'amorcent très rapidement à partir des rayures, des chocs et des anomalies semi elliptiques. L'amorçage a été défini dans notre étude par la création d'une fissure d'une profondeur de 100 μm depuis le fond de l'anomalie. Il semble donc que l'influence de la géométrie des anomalies, qui joue principalement sur le champ de contrainte en fond d'entaille, soit limitée. Les sites d'amorçage ont été repérés. Le fond des anomalies constitue un site d'amorçage privilégié pour les rayures et les chocs. En revanche, des fissures peuvent également s'amorcer au niveau d'un défaut géométrique dans le coin des rayures. Ce défaut est présent sur les anomalies de type rayure les plus profondes. Une analyse fractographique a aussi permis de mettre en évidence une zone lisse au bord des anomalies de type rayure et choc.

Enfin, le comportement en propagation a été caractérisé pour des profondeurs de fissure supérieures à 200 μm depuis le bord libre de l'éprouvette. Le ralentissement de la vitesse de fissuration dans les premiers stades de propagation des rayures et des chocs a été mis en évidence. Ce phénomène n'a pas été constaté pour les anomalies semi elliptiques et semi circulaires qui semblent se comporter comme des fissures longues après la phase d'amorçage. Il apparaît donc essentiel, dans la suite du travail, d'expliquer et de modéliser l'effet de ralentissement de la vitesse de fissuration dans le domaine de micropropagation. On note que des scénarios de propagation ont pu être mis en place. Ceux-ci apparaissent très complexes pour les anomalies de type choc, où des formes de front de fissure « en oreille » sont observées après une sollicitation à 800 MPa. Le profil en U de ce type d'anomalie contribue aussi à une multifissuration dans deux plans de propagation. Le scénario de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayure dépend de la présence du défaut géométrique dans un coin de l'anomalie. Celui-ci peut conduire à une double fissuration dans les premiers stades de propagation avant la coalescence des fissures en une unique fissure semi elliptique. Les anomalies semi elliptiques et semi circulaires mènent à une propagation de fissure à front semi elliptique régulier. Ces résultats illustrent encore l'importance de caractériser séparément les effets de morphologie d'anomalie et de procédé d'introduction. Le temps nécessaire pour créer une fissure de 100 μm (depuis le fond d'entaille) est très court et peu dépendant de la géométrie de l'anomalie. Ce paramètre ne semble donc pas exercer une influence de premier ordre sur la durée de vie. On peut donc penser que le procédé d'introduction influence de manière plus importante les premiers stades de propagation et donc la durée de vie des anomalies de surface. Cette hypothèse sera largement discutée dans la partie D suivante.

Outre la nécessité de caractériser de manière précise le ou les phénomènes contrôlant les premiers stades de propagation, d'autres perspectives s'ouvrent à ce travail. Dans le but de pouvoir couvrir le domaine de sollicitation d'une turbine haute pression, il apparaît important d'étendre les conditions d'essais à d'autres températures (200°C, 450°C, 600°C, ...) et d'autres valeurs du rapport de charge (-0.25, ...). On pourrait ainsi comparer le comportement des anomalies de surface sur l'ensemble du domaine de sollicitation d'une turbine haute pression. On peut également penser que des essais à déformation imposée pourraient être plus représentatifs des conditions de service de certaines parties des pièces d'un moteur. Il serait donc judicieux de contrôler le comportement des anomalies de surface dans cette condition. On note aussi que la géométrie fixée des chocs engendre un comportement complexe très difficile à analyser. De plus, il a déjà été souligné que cette géométrie n'apparaît pas

représentative de la géométrie des chocs réellement introduits dans les pièces d'un moteur. La modification de la géométrie des anomalies de type choc pourrait donc permettre de faciliter l'analyse du comportement en fatigue de ce type d'anomalie tout en se rapprochant d'une géométrie représentative. On peut ainsi proposer d'utiliser une géométrie de choc à profil en V. Cela permettrait par ailleurs d'obtenir une géométrie proche de celle des anomalies de type rayure.

Bibliographie de la partie C

[AU81] Au JJ, Ke JS. *Fractography and material science*. ASTM, STP 733, ASTM; (1981) 202–21.

[BAT69] Bates RC, Clark WG. *Trans ASM* (1969) 380–9.

[CIN10] A. Cini, P.E. Irving. Transformation of defects into fatigue cracks; the role of Kt and defect scale on fatigue life of non-pristine components. *Procedia Engineering* (2010), 667-677

[DAV92] Davidson DL, Lankford J. *Inter Mater Rev* (1992) 45–75.

[ENM92] M. Enmark, G. Lucas, G.R. Odette. An electric potential drop technique for characterizing part-through surface cracks. *Journal of Nuclear Materials* (1992), 1038-1041

[FOR60] Forsyth PJE, Ryder DA. *Aircraft Eng* (1960) 96–103.

[GAN01] L. Gandossi, S.A. Summers, N.G. Taylor, R.C. Hurst, B.J. Hulm, J.D. Parker. 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. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* (2001), 881-891

[HER73] Hertzberg RW, Euw J. *Metall Trans* (1973) 887–9.

[MIL69] Miller GA. *Trans Q ASM* (1969) 651–8.

[NEW81] J.C. Newman Jr., I.S. Raju. An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Engineering Fracture Mechanics* (1981), 185–192

[OPS1] Rapport interne SNECMA - YKOM1 60609 - Material sand surface treatment

[OPS2] Rapport interne SNECMA - YKOM1 2000-524 - Fatigue test results

[OPS3] Rapport interne SNECMA - YKOM1 60658 – Discs tests results

[SNE] Note technique interne SNECMA. Analyse morphologique comparée de fissures expérimentales et calculées. *YLEC N°238/90*

[ZAF51] Zaffe CA, Worden CO. *Trans ASM* (1951) 958–63.

Partie D – Discussion, effet des contraintes résiduelles

D.1. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES	198
D.1.1. NATURE ET ORIGINE DES CONTRAINTES RESIDUELLES	198
D.1.2. EFFET RETARD DU AUX CONTRAINTES RESIDUELLES	200
D.1.3. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LA PROPAGATION	202
D.1.4. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR L'AMORÇAGE	204
D.1.5. DISCUSSION	206
D.1.5.1. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR ET DE LA CONTRAINTE MAXIMALE POUR LES RAYURES	207
D.1.5.2. INFLUENCE DE LA PROFONDEUR ET DE LA CONTRAINTE MAXIMALE POUR LES CHOCS	210
D.1.5.3. INFLUENCE DU TYPE D'ANOMALIE	213
D.1.5.4. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	213
D.2. CARACTERISATION DE L'EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES	214
D.2.1. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR TRAITEMENT THERMIQUE	214
D.2.1.1. RELAXATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES	214
D.2.1.2. TRAITEMENT THERMIQUE UTILISE	217
D.2.1.3. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LA MICROSTRUCTURE DU MATERIAU	220
D.2.1.4. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LES PROPRIETES MACROSCOPIQUE DU MATERIAU	223
D.2.1.5. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR LA DUREE DE VIE	224
D.2.1.6. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE CHOISI SUR L'AMORÇAGE	225
D.2.1.7. INFLUENCE DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LA PROPAGATION	229
D.2.2. AUTRES ESSAIS DE CARACTERISATION	233
D.2.2.1. COMPRESSION AVANT ESSAI DE FATIGUE	233
D.2.2.2. INTRODUCTION D'UNE RAYURE PAR PASSE DE 10 µM	236
D.2.2.3. PERSPECTIVES : AUTRES POSSIBILITES DE CARACTERISATION	237
D.3. DETERMINATION DES CHAMPS DE CONTRAINTES RESIDUELLES	238
D.3.1. MICRODURETE	238
D.3.2. CALCUL DES CONTRAINTES RESIDUELLES A PARTIR DES VITESSES DE PROPAGATION	241
D.3.3. SIMULATION NUMERIQUE POUR LES CHOCS	243
D.3.4. AUTRES METHODES DE MESURE DES CONTRAINTES RESIDUELLES	248
D.4. MODELISATION DE LA DUREE DE VIE	249
CONCLUSIONS INTERMEDIAIRES ET PERSPECTIVES	253
BIBLIOGRAPHIE DE LA PARTIE D	255

Partie D – Discussion, effet des contraintes résiduelles

Des essais de fatigue ont été réalisés dans le but d'évaluer la nocivité d'anomalies de surface de type rayures et chocs. L'analyse des résultats expérimentaux a révélé que les premiers stades de propagation d'une fissure s'amorçant à partir de ces types d'anomalies sont ralentis par rapport à une fissure longue. Des évolutions particulières de front de fissure et des sites d'amorçage multiples ont également été observées. Dans l'objectif de proposer une modélisation de la durée de vie des rayures et des chocs, la source physique de ces phénomènes doit être identifiée et caractérisée. De par le champ de contraintes résiduelles initial qu'il est susceptible d'engendrer, l'influence du procédé d'introduction des anomalies apparaît comme une piste intéressante pour expliquer les effets observés. En effet, les études de la littérature concernant ce paramètre caractérisent des effets similaires sur le comportement en fatigue des matériaux à ceux observés dans notre étude. Par conséquent, nous chercherons ici en premier lieu à recenser les effets des contraintes résiduelles étudiés dans la littérature et qui pourraient permettre d'expliquer nos résultats expérimentaux. Des essais spécifiques seront ensuite mis en place pour révéler leur influence dans les premiers stades de la propagation. La compétition entre les contraintes résiduelles, l'effet de concentration de contrainte et l'état microstructural initial sera également caractérisée. Nous exposerons aussi les techniques utilisées pour déterminer le champ de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface. Enfin, des perspectives de modélisation de cet effet pour le calcul de la durée de vie seront exposées.

D.1. Effet des contraintes résiduelles

On cherche tout d'abord à montrer que les résultats présentés dans la partie C pourraient être expliqués par l'effet des contraintes résiduelles. Les études exposées dans la littérature concernant ce paramètre montrent qu'il est très probable que des contraintes résiduelles soient introduites sous les anomalies de surface lors de leur création. De plus, des effets de ralentissement de vitesse de propagation et de modification de sites d'amorçage et de scénario de propagation apparaissent tout à fait similaires aux résultats observés au cours de nos essais.

D.1.1. Nature et origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles peuvent avoir des effets opposés sur la résistance en fatigue d'une structure en fonction de leur mode d'introduction. Elles peuvent en effet être néfastes pour la tenue en fatigue, comme dans le cas de joints soudés, ou au contraire bénéfiques lorsqu'elles améliorent la résistance aux dommages du matériau. La nature et les origines des contraintes résiduelles peuvent être multiples. Dans leur étude, Withers et al. [WIT01] recensent ainsi les différentes échelles auxquelles on peut observer leur existence. Ils distinguent notamment les contraintes résiduelles :

- dans les pièces de structure comme les pièces soumises à des contraintes thermiques, des traitements de surface, rivetées, ou encore les structures soudées ;
- dans les films minces ou les revêtements ;
- interphases dans les composites et les matériaux multiphases ;
- provenant de transformations de phases.

Les contraintes résiduelles intéressent tout particulièrement les ingénieurs dimensionnant les pièces d'un moteur d'avion, comme le disque de turbine haute pression, sont les contraintes résiduelles macroscopiques. L'enjeu principal est de parvenir à prédire

leur effet de manière à soit, éviter un calcul de durée de vie en fatigue trop conservatif qui négligerait un effet bénéfique des contraintes résiduelles, soit prévoir un effet néfaste en fatigue. Les contraintes résiduelles peuvent notamment être introduites lors des opérations d'usinage d'une pièce. Il s'agit alors de maîtriser les paramètres d'usinage dans le but de contrôler l'écrouissage et les contraintes résiduelles introduites en surface des pièces. De nombreuses études ont été entreprises sur ce sujet. On peut citer Sharman et al. [SHA06] qui étudient l'effet des paramètres d'usinage sur la génération de contraintes résiduelles et sur l'intégrité de surface de l'Inconel 718. Les auteurs indiquent que l'état de l'outil, c'est-à-dire son usure, semble être le paramètre le plus influent sur l'intégrité de la surface. L'utilisation d'un outil abîmé conduit à une déformation plastique plus importante de la microstructure et à des niveaux d'écrouissage et de contraintes résiduelles plus élevés. Cela est dû à l'augmentation de la déformation plastique et de la friction induite par l'augmentation de température liée au frottement plus important du flanc de l'outil avec la surface usinée. Le contrôle de l'usure de l'outil est donc primordial pour éviter l'introduction de contraintes résiduelles dans le matériau lors de l'usinage. Dans d'autres études sur des superalliages à base Nickel, Li et al. [LI09] et Arunachalam et al. [ARU04] confirment cette conclusion. Li et al. tentent aussi de déterminer, d'après les informations obtenues sur l'influence des paramètres d'usinage, les conditions optimales d'usinage pour obtenir des contraintes résiduelles de compression bénéfiques pour l'intégrité de la surface. De plus, ces auteurs soulignent l'importance de connaître l'effet de l'usinage pour anticiper l'étape suivante de préparation d'une pièce de structure qui est souvent l'étape de traitement de surface.

De nombreux traitements de surface ont d'ailleurs été développés dans le but d'introduire des contraintes résiduelles de compression dans les pièces de structure et ainsi améliorer leur performance en fatigue. Le grenaillage permet par exemple d'introduire des contraintes résiduelles de compression sur une surface. L'enjeu est alors de maîtriser la relaxation de ces contraintes en fonction de l'exposition thermique pure [MAS89] ou bien du chargement thermomécanique auquel la pièce est soumise [BUC08]. La relaxation des contraintes résiduelles peut également dépendre des éléments microstructuraux du matériau. Dans l'Inconel 718, Cai et al. [CAI06] ont notamment étudié la relation entre la relaxation et la cinétique de précipitation de la phase γ'' . Prevey [PRE00] démontre aussi que les traitements de surface permettant de produire des contraintes résiduelles de compression sont plus stables à la relaxation thermique s'ils produisent peu d'écrouissage. Il compare dans son étude le grenaillage standard, par choc laser et le « Low Plasticity Burnishing » (LPB). Prevey indique que le degré de relaxation thermique dépend fortement du degré d'écrouissage induit lors du traitement de mise en compression. Il démontre que la relaxation dans les premiers instants de l'exposition thermique ne semble pas dépendre de la température mais de l'écrouissage présent. Les techniques de grenaillage choc laser et LPB produisent peu d'écrouissage et présentent la meilleure stabilité à la relaxation thermique. Prevey met ensuite en pratique ces résultats et démontre, par des essais de fatigue à grand nombre de cycle (HCF : High Cycle Fatigue) sur des éprouvettes soumises à du grenaillage standard et soumises au LPB, que la résistance en fatigue HCF est bien meilleure pour le traitement LPB.

D'autres procédés d'introduction de contraintes résiduelles se rapprochent des méthodes d'introduction des rayures et des chocs utilisées dans notre étude. Des auteurs utilisent notamment des techniques d'indentation pour introduire des contraintes résiduelles de compression. Song et al. [SON02] réalisent ainsi des indentations de part et d'autre du plan de propagation d'une fissure dans des éprouvettes CT d'épaisseur 3,5 mm et 8 mm. Comme le présente la figure D-1, ils positionnent les indentations en avant de la pointe de fissure de manière à impacter la suite de la propagation. Lim et al. [LIM03] choisissent d'utiliser plutôt

un indenteur en anneau pour créer une zone de contrainte résiduelle tout autour d'une fissure. Comme le confirment Vuherer et al. [VUH11], ce processus d'indentation permet d'introduire des contraintes résiduelles de compression. Il est donc raisonnable de penser que des contraintes résiduelles sont présentes sous les anomalies de type rayure et choc. En effet, un choc peut être assimilé à une indentation avec une vitesse d'impact plus élevée et une rayure à une indentation suivie d'un usinage.

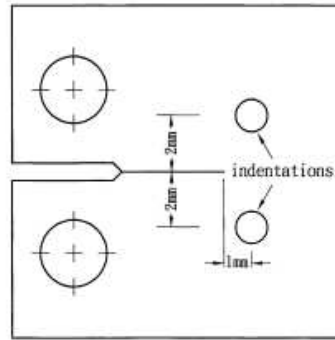


Figure D-1. Positionnement des points de dureté pour introduire des contraintes résiduelles de compression en aval d'une fissure dans une éprouvette CT [SON02].

La présence de contraintes résiduelles sous les rayures est confirmée par les études de Zhao et al. [ZHA09] qui étudient l'état d'écrouissage sous une rayure et de Khan et al. [KHA11] qui évaluent le champ de contraintes résiduelles sous ce type d'anomalie. Les études de Nowell et al. [NOW03], Oakley et al. [OAK07] ou encore Boyce et al. [BOY01] concernant les impacts d'objets étrangers sur une pièce, qui peuvent être assimilés à des chocs de plus haute énergie, semblent également valider la présence de contraintes résiduelles sous les anomalies de type choc.

Les études de la littérature sur les contraintes résiduelles permettent de conclure que la prédiction de l'effet des contraintes résiduelles dans une pièce de structure est essentielle pour prévoir et améliorer ses performances en fatigue. La nature et l'origine des contraintes résiduelles peuvent être multiples et les procédés d'introduction des anomalies de type rayure et choc contribuent certainement à créer des contraintes résiduelles sous les anomalies. Il s'agit maintenant d'examiner si les effets observés lors de l'analyse des résultats expérimentaux peuvent être expliqués par la présence d'un champ de contrainte résiduelle.

D.1.2. Effet retard dû aux contraintes résiduelles

L'exploitation des mesures expérimentales de différence de potentiel a permis de confirmer que la vitesse de propagation est ralentie dans les premiers stades de fissuration à partir d'anomalies de type rayure et choc. Les études menées dans la littérature montrent qu'un effet similaire peut être obtenu par l'introduction de contraintes résiduelles. Ainsi, Song et al. [SON02] étudient la méthode d'indentation en pointe de fissure pour introduire un champ de contrainte résiduelle de compression et ralentir la propagation. Dans cette étude, les auteurs réalisent des essais de propagation sur des éprouvettes CT pour deux aciers différents et effectuent des indentations de part et d'autre de la pointe de fissure comme indiqué sur la figure D-1. Les résultats des essais montrent que l'introduction des indentations conduit à un ralentissement de la propagation de la fissure. Cet effet est présenté sur la figure D-2 où la longueur de fissure est tracée en fonction du nombre de cycle sur le graphique D-2 (a) et la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure sur la figure D-2 (b). Dans ces

graphiques, la flèche représente le moment où les indentations ont été effectuées. L'auteur souligne aussi que plus l'indentation est réalisée à une charge élevée, plus l'effet retard est important. Il est également constaté que plus la dureté du matériau est faible, plus les contraintes résiduelles de compression introduites sont importantes, ce qui contribue à augmenter l'effet retard de la propagation. En revanche, cet effet diminue si l'épaisseur de l'éprouvette augmente car la pointe de fissure au centre de l'éprouvette est moins affectée par les contraintes résiduelles. Des analyses de microdureté supportent ces résultats et permettent d'affirmer que les contraintes résiduelles sont responsables du ralentissement de la vitesse de propagation de fissures.

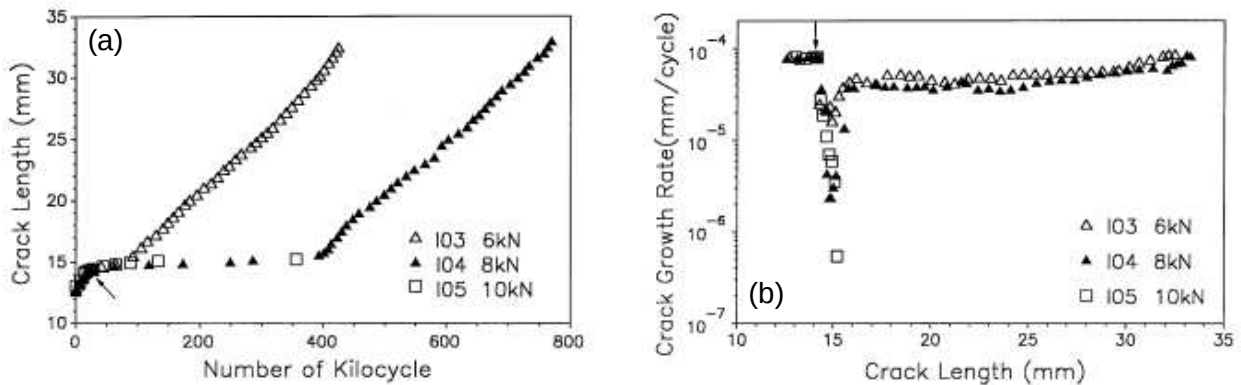


Figure D-2. Illustration du ralentissement de la vitesse de propagation après réalisation d'indentation en pointe de fissure [SON02]. Longueur de fissure en fonction du nombre de cycle (a). Vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure (b).

Farrahi et al. [FAR06] évaluent aussi l'effet des contraintes résiduelles sur la vitesse de propagation dans une éprouvette CT. Dans leur étude, les auteurs introduisent des contraintes résiduelles de compression par grenaillage ou indentation en pointe de fissure. Ses résultats confirment un ralentissement de la vitesse de propagation dû aux contraintes résiduelles et permettent d'affirmer que, dans la configuration étudiée, l'indentation cause un ralentissement plus important que la technique de grenaillage.

Lim et al. [LIM03] ont également entrepris une étude pour examiner la possibilité de générer un effet retard sur la propagation d'une fissure par indentation dans des éprouvettes plates. L'approche développée se différencie des autres en utilisant un indenteur en forme d'anneau pour impacter une zone entourant totalement la pointe de la fissure. Les effets de la force d'indentation appliquée, de la proximité de l'indentation avec la pointe de la fissure et de l'épaisseur de l'anneau sont examinés. Lim et al. démontrent que, dans tous les cas, les contraintes résiduelles de compression induites par l'indentation de l'anneau contribuent à ralentir la propagation de la fissure et à améliorer la durée de vie. Cet effet apparaît d'autant plus marqué que l'indentation est réalisée proche de la pointe de fissure. Il est aussi observé que l'augmentation de la charge de l'indentation accroît l'effet retard de par la création de contraintes résiduelles de compression plus importantes. Cet effet est présenté sur la figure D-3 où la vitesse de propagation est tracée en fonction de la longueur de fissure pour trois charges 'p' d'indentation différentes, une même largeur 'w' d'anneau ($w = 1$ mm) et une même distance 'h' par rapport à la pointe de fissure ($h = 3$ mm).

Le ralentissement de la vitesse de propagation causé par la présence de contraintes résiduelles de compression est modélisé par Benachour et al. [BEN09] à l'aide du logiciel de

calcul de propagation AFGROW. Ils confirment numériquement que plus les contraintes résiduelles sont élevées, plus l'effet retard de la vitesse de propagation augmente.

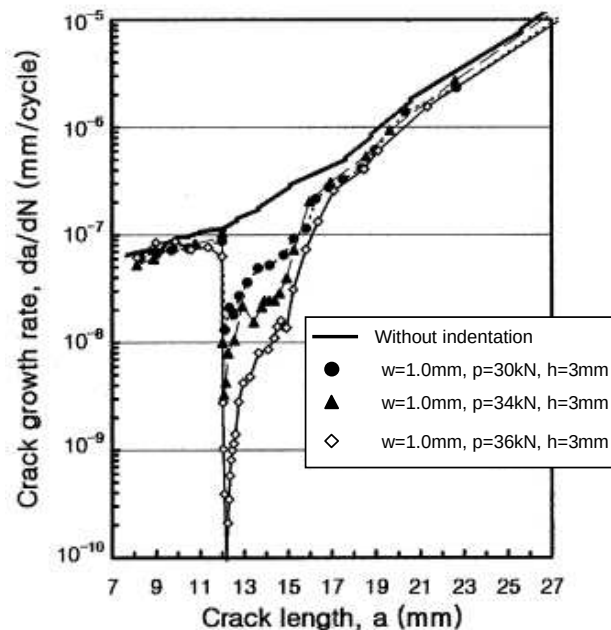


Figure D-3. Effet de la charge de l'indentation sur le ralentissement de la vitesse de propagation [LIM03].

Ces études confirment l'impact particulièrement important des contraintes résiduelles sur la performance en fatigue des matériaux métalliques. Elles peuvent être bénéfiques et ralentir la propagation de fissure lorsqu'un champ de contrainte résiduelle de compression est introduit. Un tel effet de ralentissement a été observé dans nos essais. On peut donc raisonnablement penser que les contraintes résiduelles sont le paramètre de premier ordre pour le contrôle de la durée de vie des anomalies de type rayure et choc.

D.1.3. Effet des contraintes résiduelles sur la propagation

Outre l'effet déjà mentionné des contraintes résiduelles de compression sur le ralentissement de la vitesse de propagation, différents auteurs ont également observé leur effet sur l'évolution de la forme du front de fissure. Il a en effet été mis en évidence dans l'analyse des résultats expérimentaux qu'en fonction de la profondeur des anomalies et de la contrainte maximale appliquée, la forme du front de fissure peut évoluer de manière atypique. Des fronts de fissure en « oreille » ont par exemple été observés pour les anomalies de type choc. Certaines études de la littérature montrent que la présence de contraintes résiduelles permet d'expliquer ces évolutions particulières de front de fissure.

On peut tout d'abord citer Prevey et al. [PRE00-2] qui évaluent l'effet du traitement de surface LPB (Low Plasticity Burnishing) sur la propagation d'une fissure. Ce traitement de surface est assez proche du galetage. Le principe consiste à faire rouler une bille sur la surface à traiter en exerçant une force suffisamment importante pour créer des contraintes résiduelles de compression. La différence avec le galetage est que, comme il est présenté sur la figure D-4, la bille est libre de rouler sur son support sphérique grâce au passage d'un fluide. Grâce à ce traitement de surface, Prevey et al. démontrent un effet important des contraintes résiduelles sur l'évolution de la forme du front de fissure. Pour cela, ils effectuent le traitement LPB dans une zone rectangulaire centrée sur la fissure, sur des échantillons

préfiessurés à partir d’une anomalie semi circulaire introduite par électroérosion. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure D-5. Le front de fissure préexistant, ayant une profondeur supérieure à la position correspondant au maximum de contraintes résiduelles de compression, se propage dans l’axe de la fissure car il retrouve des contraintes favorables à la propagation. En revanche, la fissure est complètement stoppée sur les côtés du fait de la présence de fortes contraintes résiduelles de compression. Cela oblige la fissure à se propager le long de la surface de l’éprouvette. Le front de fissure obtenu à la fin de la propagation a une forme atypique qui révèle l’effet des contraintes résiduelles sur la morphologie du front de fissure.

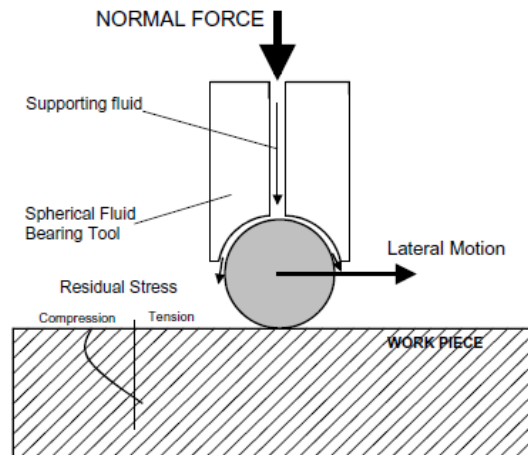


Figure D-4. Principe du traitement de surface LPB [PRE00-2].

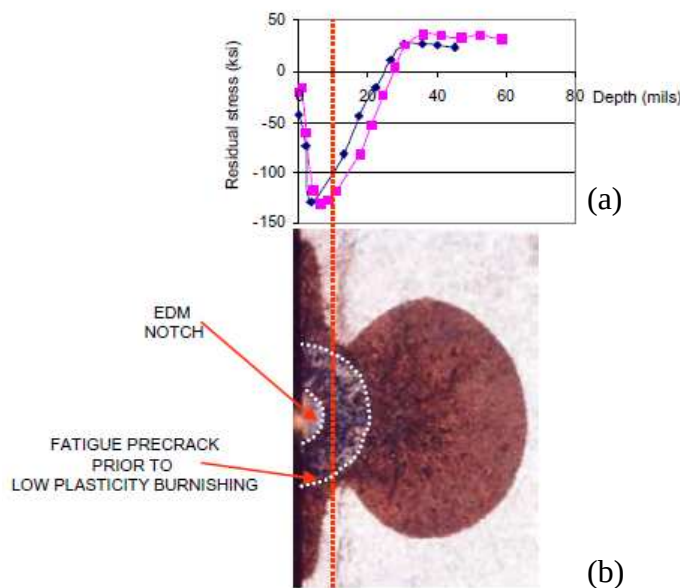


Figure D-5. Effet des contraintes résiduelles sur la forme du front de fissure [PRE00-2]. Allure du champ de contrainte résiduelle dans la profondeur de l’éprouvette (a). Photo du faciès de rupture montrant une forme atypique du front de fissure (b).

On relève également l’effet des contraintes résiduelles sur la forme du front de fissure dans l’étude de Dorman et al. [DOR12] qui cherchent à comprendre l’effet du grenaillage par choc laser sur la durée de vie en fatigue d’un alliage d’aluminium. La technique de grenaillage choc laser présente la particularité de produire des zones de recouvrement des surfaces impactées par les chocs lasers comme l’illustre la figure D-6 (a). Ces zones de

recouvrement ont donc été impactées deux fois par un choc laser et présentent par conséquent des contraintes résiduelles de compression plus importantes que les surfaces non recouvertes impactées une seule fois. L'observation des faciès de rupture des éprouvettes, dont un exemple est présenté sur la figure D-6 (b), révèle que la forme du front de fissure est impactée par la présence de contraintes résiduelles de compression plus importantes dans les zones de recouvrement.

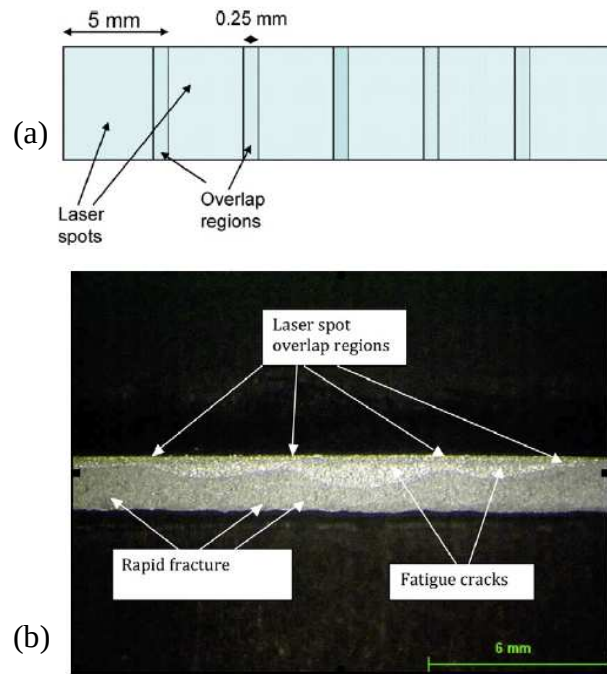


Figure D-6. Présentation des zones de recouvrement de la technique de grenaillage choc laser (a). Influence des zones de recouvrement sur la forme du front de fissure (b) [DOR12].

Ces études soulignent l'influence de la présence de contraintes résiduelles de compression sur la forme du front de fissure. Le développement d'essais spécifiques permettant de caractériser cet effet devrait permettre de vérifier que ce paramètre est responsable de la forme en « oreille » des fronts de fissures obtenus sur des anomalies de type choc.

D.1.4. Effet des contraintes résiduelles sur l'amorçage

Les études de la littérature indiquent que les contraintes résiduelles ont aussi une influence sur l'amorçage de fissure. Ainsi, l'étude de Vuherer et al. [VUH11], déjà présentée dans le chapitre introductif de ce manuscrit, montre que les contraintes résiduelles introduites sous une indentation Vickers contribuent à modifier le site d'amorçage des fissures à partir de ce type d'anomalie. En effet, comme le présente la figure D-7, en présence de contrainte résiduelle, l'amorçage a lieu en surface sur les coins de l'indentation alors qu'en l'absence de contrainte résiduelle, les fissures s'amorcent plutôt au sommet de l'indentation. Cela s'explique par le fait que, après introduction de l'indentation, les contraintes résiduelles de compression sont présentes au sommet de l'indentation et bloquent l'amorçage alors que des contraintes résiduelles de traction favorisent l'amorçage en surface dans les coins de l'indentation. Lorsque ces contraintes résiduelles sont relaxées, le site d'amorçage privilégié correspond au lieu où la concentration de contrainte est la plus élevée, c'est-à-dire au sommet de l'indentation.

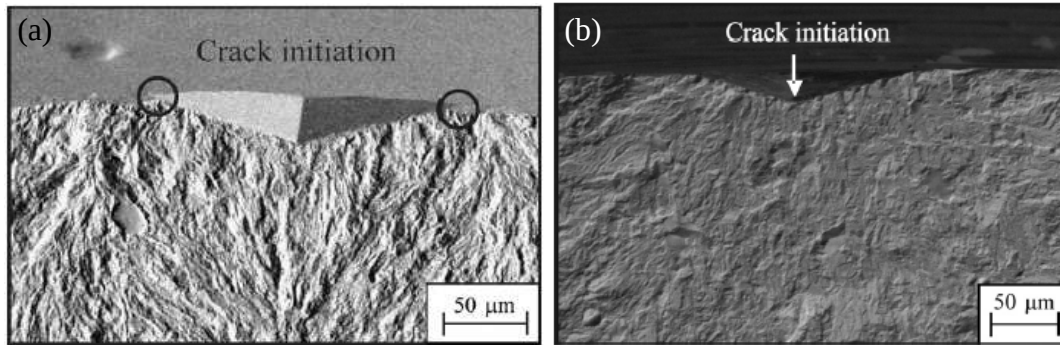


Figure D-7. Effet des contraintes résiduelles sur le site d'amorçage de fissures à partir d'une indentation Vickers [VUH11].

L'étude de Vuherer et al. met en avant l'existence d'une compétition entre les contraintes résiduelles et la concentration de contraintes. D'autres auteurs relèvent également cet effet et notamment pour l'amorçage de fissure à partir d'anomalies de type rayure et choc. Ainsi, Chen et al. [CHEN02] se rendent compte en modélisant par éléments finis les contraintes résiduelles obtenues sous un choc bille que trois sites d'amorçage semblent possibles autour d'une telle anomalie. La figure D-8 présente la position de ces sites par rapport au champ de contrainte résiduelle. Le site d'amorçage A, au fond du choc, correspond au lieu où la concentration de contrainte est la plus importante mais où des contraintes résiduelles de compression sont présentes. La position B, sur la crête du choc en surface, est le second site d'amorçage possible car, bien qu'elle présente une plus faible concentration de contrainte, elle est entourée de contraintes résiduelles de traction. Le troisième site d'amorçage correspond à l'emplacement C qui ne connaît aucune concentration de contrainte mais où de fortes contraintes résiduelles de traction sont présentes.

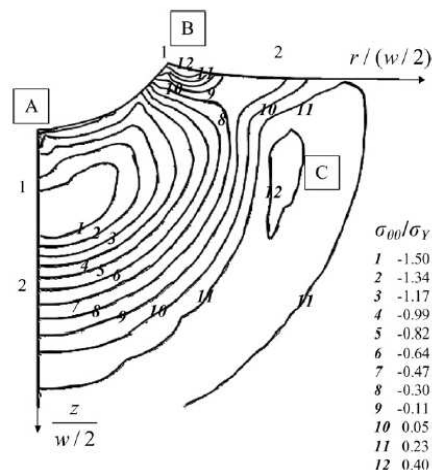


Figure D-8. Champ de contrainte résiduelle et sites d'amorçage possibles sous un choc bille [CHEN02].

Khan et al. [KHA11] soulignent également la dépendance de la durée de vie à l'amorçage à la concentration de contrainte et au champ de contrainte résiduelle pour une anomalie de type rayure. Ils mesurent par des techniques de nanoindentation et de rayons X les contraintes résiduelles présentes sous des rayures et met en avant l'existence d'une compétition entre elles et la concentration de contrainte en fond de l'anomalie.

Outre l'influence des contraintes résiduelles et de la concentration de contrainte, il semble que l'amorçage de fissure à partir d'anomalies de surface soit également dépendant de l'endommagement microstructural créé lors de l'introduction des anomalies. En effet, des auteurs notent l'impact de la présence de microfissures ou d'un écrouissage important qui favorise l'amorçage. Ainsi, Peters et al. [PET02] mettent en évidence un amorçage prématuré de fissure autour d'un choc bille dû à la présence d'un endommagement sévère créé lors de l'introduction du choc. Ils détectent par exemple la présence de microfissures autour de l'anomalie qui, comme l'illustre la figure D-9, servent de sites d'amorçage privilégiés. Ce type d'endommagement a aussi été observé par Frankel et al. [FRA12] à proximité d'anomalies de type choc dû à l'impact d'un objet étranger sur une pièce. Comme il a déjà été présenté dans la partie A, Frankel et al. observent la présence de microfissures, de bandes de cisaillement et de replis de matière qui peuvent être nocifs sous sollicitations de fatigue.

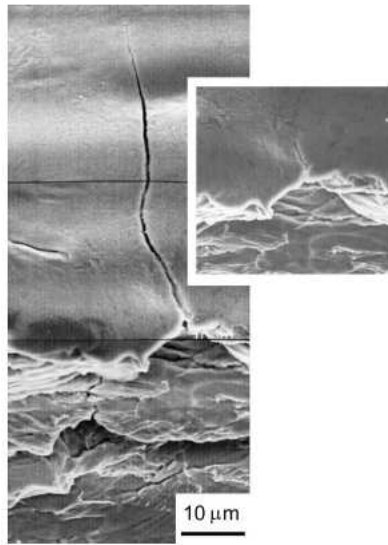


Figure D-9. Illustration d'une microfissure servant de site d'amorçage privilégié autour d'une anomalie de type choc bille [PET02].

Les études menées dans la littérature montrent que la concentration de contrainte de l'anomalie et la présence d'un endommagement microstructural sont, en plus des contraintes résiduelles, des paramètres pouvant contrôler l'amorçage de fissure. Ces paramètres sont liés au procédé d'introduction et à la géométrie des anomalies. La mise en place d'essais spécifiques pour découpler ces effets devrait nous permettre d'appréhender de manière plus précise le phénomène responsable au premier ordre de l'amorçage de fissures à partir de rayures et de chocs.

D.1.5. Discussion

L'effet des contraintes résiduelles explique un nombre important des résultats observés au cours de nos essais, comme le ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades de fissuration, les formes particulières de fronts de fissure et les multiples sites d'amorçage. Il est également intéressant de vérifier si l'effet des contraintes résiduelles peut également expliquer l'influence des paramètres de profondeur et de type d'anomalie ainsi que de contrainte maximale et de température.

D.1.5.1. Influence de la profondeur et de la contrainte maximale pour les rayures

L'analyse des résultats des essais menés au cours de notre étude a révélé une influence importante de la profondeur des anomalies. On peut raisonnablement penser que la profondeur des anomalies a un impact sur le champ de contraintes résiduelles introduit et donc sur l'amorçage et la propagation des fissures. Il s'agit donc ici de vérifier si l'influence de la profondeur des anomalies et de la contrainte maximale peut être expliquée par un effet de contrainte résiduelle. On rappelle que les essais analysés ici sont ceux ayant été testés à une température de 550°C et un rapport de charge de 0,05.

Pour une contrainte maximale de 800 MPa, les rayures de 50 μm de profondeur semblent constituer un seuil de nocivité. On peut penser que, dans ces conditions d'essais, la concentration de contrainte d'une rayure d'une telle profondeur n'est pas suffisante pour surmonter l'effet des contraintes résiduelles présentes à l'inverse des rayures de 150 μm . En effet, comme le résume le tableau D-1, le facteur de concentration de contrainte d'une rayure de 50 μm est de 3,7 alors que celui d'une rayure de 150 μm est de 5,8.

Profondeur (μm)	Kt
150	5,8
50	3,7

Tableau D- 1. Facteur de concentration de contrainte des rayures en fonction de leur profondeur.

Ces valeurs de concentration de contrainte ont été obtenues par un calcul éléments finis élastique en deux dimensions. Les rayures ont été modélisées avec un rayon en fond d'entaille de 30 μm . La compétition entre la concentration de contrainte et la présence de contrainte résiduelle pourrait donc expliquer le seuil de nocivité des rayures pour une profondeur de 50 μm et une contrainte maximale de 800 MPa. Les résultats ont néanmoins montré que certaines rayures de 50 μm ont conduit à l'amorçage de fissure. Les études de la littérature montrent que le champ de contraintes résiduelles dépend de la procédure d'introduction de l'anomalie. Or, celui-ci n'est pas automatisé pour les rayures. Par conséquent, on peut penser que certains paramètres non maîtrisés peuvent jouer sur le champ de contrainte résiduelle sous l'anomalie. La vitesse des trajets aller et retour de l'outil dans l'éprouvette pourrait par exemple modifier le champ de contraintes résiduelles. Cette hypothèse constitue une piste pour expliquer le fait que certaines rayures de 50 μm se sont avérées nocives dans ces conditions d'essais alors que d'autres n'ont pas conduit à l'amorçage de fissure. La comparaison des anomalies entre elles nécessiterait donc de pouvoir reproduire de manière parfaitement rigoureuse le processus d'introduction des rayures. Automatiser ce processus pourrait être une solution et une perspective intéressante à ce travail. Outre l'influence du procédé d'introduction, on peut également penser à un impact de la microstructure autour de l'anomalie qui peut favoriser l'amorçage de fissure. Au fond de la rayure, la présence de grains orientés de manières nocives par rapport au chargement peut, par exemple, constituer un site d'amorçage privilégié.

Les rayures de 150 μm se sont toutes révélées nocives, indépendamment de la contrainte maximale appliquée. De la même manière que pour les rayures de 50 μm sollicitées à 1050 MPa, on peut penser que la concentration de contrainte et/ou l'état microstructural initial permettent de surmonter les contraintes résiduelles et autorisent l'amorçage de fissure. Les résultats montrent également que la durée de vie à l'amorçage des rayures de 150 μm est plus courte que celle des rayures de 50 μm . Cela pourrait encore s'expliquer par le fait que le rapport entre la concentration de contrainte et les contraintes résiduelles est plus important

pour les rayures les plus profondes, ou alors que l'écrouissage sous une rayure est plus important pour les profondeurs élevées et favorise l'amorçage de fissure. Ainsi, la durée de vie à l'amorçage diminue lorsque la profondeur de ce type d'anomalie augmente. Finalement, l'amorçage de fissure à partir des anomalies de type rayure semble fortement dépendant d'une part du champ mécanique au fond de l'entaille, et donc à la géométrie de la rayure, et d'autre part au procédé d'introduction, qui impacte les contraintes résiduelles et la déformation microstructurale.

L'analyse des vitesses de propagation des anomalies de type rayure ne montre aucune différence de vitesse entre les rayures de 50 μm et de 150 μm . La figure D-10 illustre ce résultat pour des rayures testées à une contrainte maximale de 800 MPa et on signale qu'il est également vérifié à 1050 MPa.

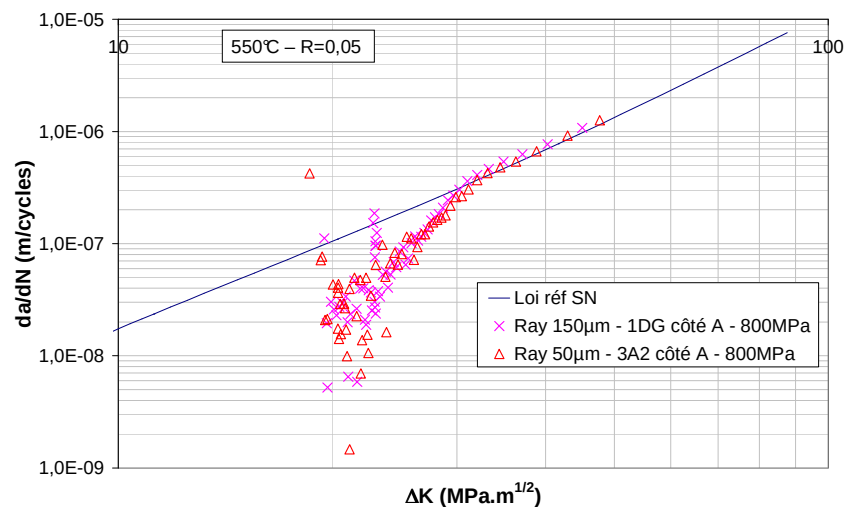


Figure D-10. Vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte pour des rayures de 150 μm et 50 μm sollicitées à 800 MPa.

L'analyse des vitesses de propagation est validée à partir d'une profondeur totale de fissure de 200 μm , correspondant à la résolution de la mesure de différence de potentiel telle qu'elle a été utilisée ici. Le temps nécessaire pour propager une fissure d'une profondeur de 200 μm (mesurée depuis le bord de l'éprouvette) jusqu'à la rupture est donc similaire pour les rayures de 50 μm et de 150 μm . Des modélisations éléments finis en deux dimensions, utilisant une hypothèse de déformation plane et une loi élastoplastique isotrope, ont permis de réaliser des calculs monotones du champ mécanique autour d'une rayure en fonction de sa profondeur et de la contrainte maximale. Le champ mécanique obtenu pour une rayure de 150 μm sollicitée à 1050 MPa et à 550°C est présenté sur la figure D-11. Les calculs permettent de tracer le profil de contrainte le long d'un chemin dans l'épaisseur de l'éprouvette depuis le fond de la rayure. Ces profils sont tracés sur les graphiques de la figure D-12 pour les rayures de 50 μm et 150 μm sollicitées à 550°C et à des contraintes maximales de 800 MPa et 1050 MPa. On constate que le domaine du champ mécanique impacté par la présence de l'anomalie correspond environ à la profondeur de l'anomalie. On peut donc conclure qu'à partir du moment où on considère une fissure comme amorcée, c'est-à-dire pour une longueur de fissure de 100 μm (mesurée depuis le fond de l'anomalie), le champ mécanique n'est pas ou peu (pour les rayures de 150 μm) impacté par la présence de l'anomalie (cf. figure D-12 (c)). De la même manière, l'étude de l'état microstructural initial réalisé dans la partie A a montré que l'écrouissage sous une rayure n'affecte qu'une profondeur de 50 μm . Une fissure amorcée d'une longueur supérieure à 100 μm n'est donc pas influencée par l'écrouissage. Le procédé

d'introduction des rayures, et plus particulièrement la présence de contraintes résiduelles, est ainsi le seul paramètre influençant les premiers stades de propagation des fissures. Par conséquent, dans la configuration de notre étude et pour les profondeurs d'anomalies choisies, il apparaît que les champs de contraintes résiduelles introduits sous les rayures conduisent à une même vitesse de propagation pour des profondeurs supérieures à 200 μm . Une perspective de ce travail consiste donc à déterminer si les champs de contraintes résiduelles sont identiques sous une rayure de 50 μm et de 150 μm de profondeur. On pourra aussi chercher à évaluer de quelles manières les contraintes résiduelles impactent la vitesse de propagation en fonction de la profondeur initiale de l'anomalie.

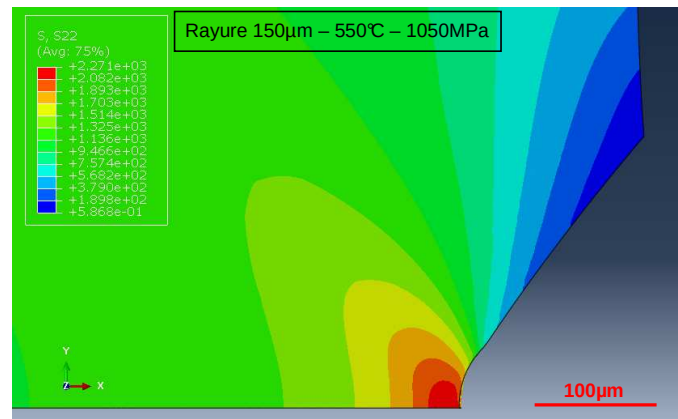


Figure D-11. Champ mécanique autour d'une rayure de 150 μm sollicitée à 1050 MPa et à 550°C.

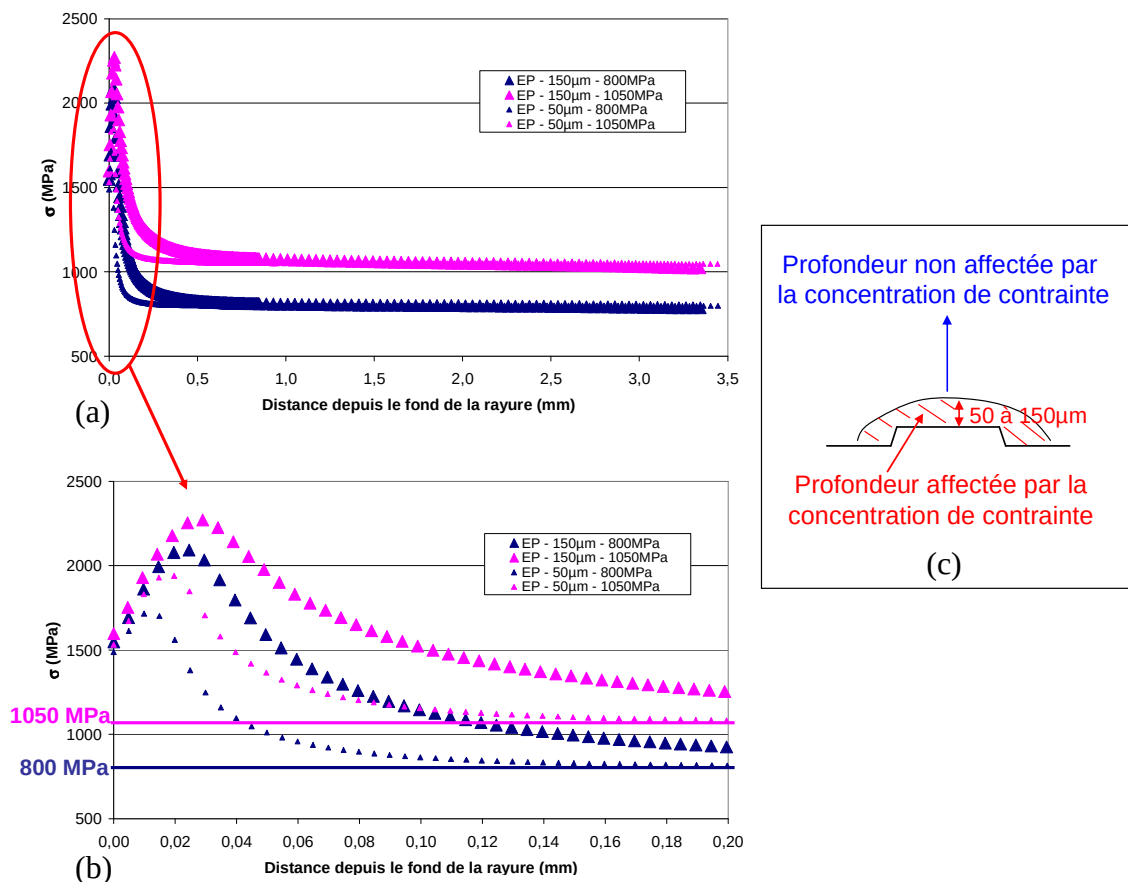


Figure D-12. Profil de contrainte dans l'épaisseur d'une éprouvette depuis le fond d'une rayure en fonction de la profondeur et de la contrainte maximale (a) et (b). Schéma de la profondeur affectée par la concentration de contrainte au fond d'une rayure (c).

La différence en durée de vie entre les rayures de 50 μm et de 150 μm ne provient pas de la partie propagation des fissures supérieures à 200 μm . L'écart en durée de vie se crée donc sur le temps nécessaire pour amorcer et propager une fissure jusqu'à une profondeur de 200 μm . Dans ce domaine, c'est l'interaction entre la concentration de contrainte, les contraintes résiduelles et la déformation microstructurale qui paraît contrôler l'amorçage et la propagation d'une fissure.

Au final, l'analyse effectuée ici permet de découpler les domaines d'influence du champ mécanique autour d'une anomalie de type rayure et du procédé d'introduction. La partie amorçage d'une fissure, jusqu'à une longueur de 100 μm depuis le fond d'une rayure, apparaît être influencée par ces deux paramètres. En revanche, une fois qu'une fissure est amorcée, c'est-à-dire que sa profondeur totale est d'environ 200 μm , seules les contraintes résiduelles influencent la fissuration. Le paramètre de premier ordre contrôlant la propagation est donc le procédé d'introduction. La majeure partie de la durée de vie étant consommée dans ce domaine, il paraît ainsi essentiel de se concentrer sur la compréhension et la modélisation de l'effet de ce paramètre.

D.1.5.2. Influence de la profondeur et de la contrainte maximale pour les chocs

Toutes les anomalies de type choc ont conduit à un amorçage de fissure, indépendamment de leur profondeur et de la contrainte maximale. La concentration de contrainte dans les coins des chocs et l'état microstructural initial permettent donc, dans la configuration étudiée, d'outrepasser les contraintes résiduelles de compression. Les facteurs de concentration de contrainte ont été déterminés dans les coins des chocs par calcul éléments finis élastique en deux dimensions. Les résultats sont résumés dans le tableau D-2.

Profondeur (μm)	Kt
200	4,8
100	3,9

Tableau D-2. Facteur de concentration de contrainte des chocs en fonction de leur profondeur.

Des calculs éléments finis utilisant une loi de comportement élastoplastique isotrope ont également permis de déterminer le champ mécanique de contrainte sous un choc en traction monotone. Celui-ci est présenté sur la figure D-13 pour un choc de 200 μm sollicité à une contrainte maximale de 800 MPa pour une température de 550°C. Le calcul confirme que la concentration maximale de contrainte se situe au niveau des coins du choc. L'étude de l'état microstructural initial sous ce type d'anomalie a en outre révélé la présence d'une White Etching Layer à cet emplacement. Les études bibliographiques montrent que cette WEL apparaît nocive sous des sollicitations de fatigue. On peut donc supposer que la présence de cette WEL dans les coins des chocs, combinée avec la concentration de contraintes, favorise l'amorçage de fissure sur ce type d'anomalie, et ce malgré la présence de contraintes résiduelles de compression dues au procédé d'introduction.

L'analyse des vitesses de propagation des anomalies de type choc s'est avérée particulièrement difficile du fait du scénario complexe de fissuration généré par ce type d'anomalie. On a préalablement montré que les données quantitatives de vitesse de propagation obtenues par exploitation des mesures de différence de potentiel ne semblent pas fiables. Cependant, les tendances et l'allure des courbes de propagation peuvent être analysées. Le graphique de la figure D-14 montre ainsi que la profondeur affectée par le palier de vitesse de propagation est plus faible (600 à 700 μm) pour les chocs de 100 μm que pour les chocs de

200 μm (700 à 800 μm). Le ou les phénomènes impactant la vitesse de propagation des anomalies de type choc semblent donc avoir une influence sur un domaine plus limité lorsque l'on réduit la profondeur de ce type d'anomalie.

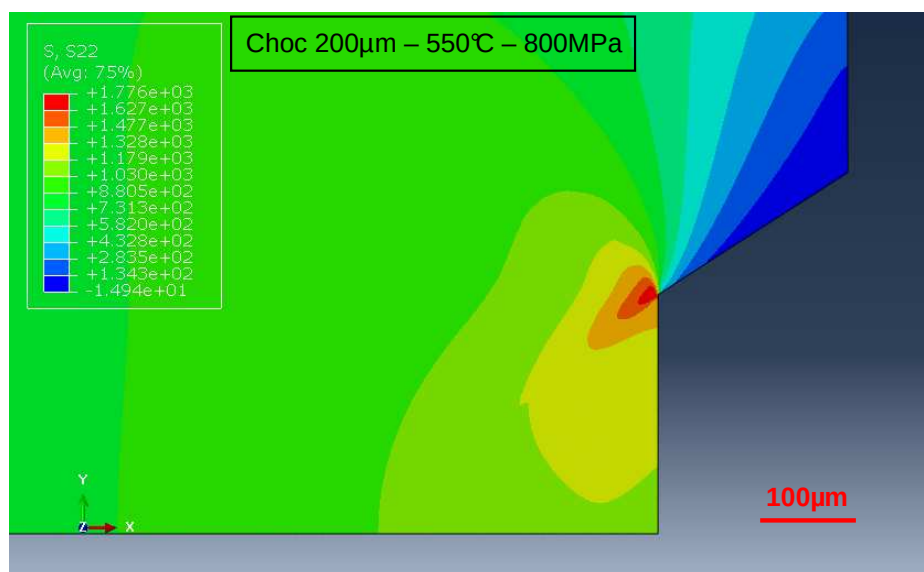


Figure D-13. Champ mécanique autour d'un choc de 200 μm sollicité à 800 MPa et 550°C.

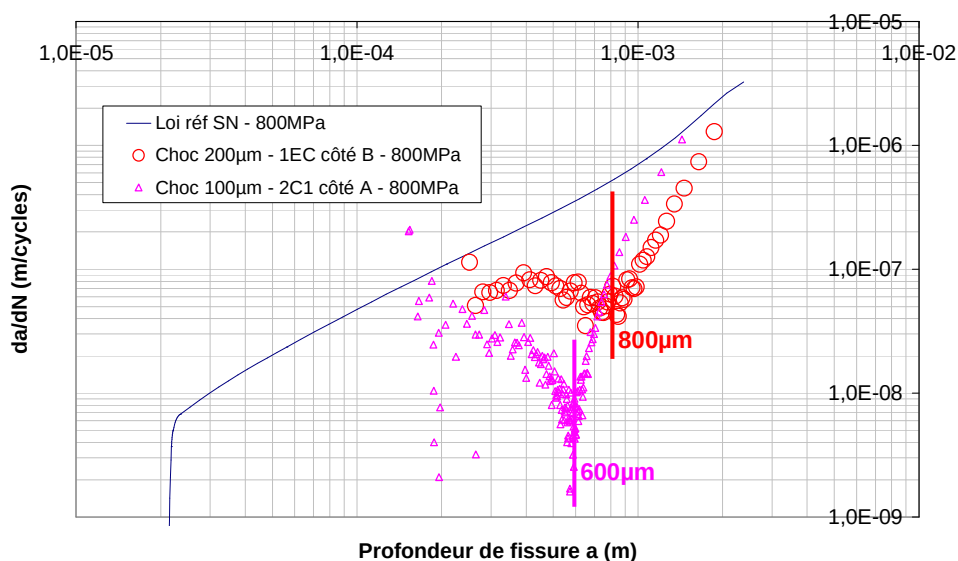


Figure D-14. Vitesse de propagation des anomalies de type choc en fonction de la profondeur de fissure.

Les calculs éléments finis réalisés permettent d'analyser les profils de contrainte mécanique dans l'épaisseur de l'éprouvette depuis le coin d'un choc. La figure D-15 présente la comparaison des profils obtenus en fonction de la profondeur du choc et de la contrainte maximale appliquée. On constate que le champ de contrainte mécanique est impacté par la présence d'une anomalie de type choc jusqu'à environ une fois et demi sa profondeur depuis le coin de l'anomalie. Cela signifie que lorsqu'une fissure a amorcée, c'est-à-dire que sa profondeur est de 100 μm depuis le fond du choc, les premiers stades de sa propagation sont légèrement affectés par le champ de contrainte généré par la présence de l'anomalie. Ce domaine est toutefois très court puisqu'une fois que la fissure a dépassé une taille correspondant à une fois et demi la profondeur du choc, sa propagation n'est plus affectée

que par les contraintes résiduelles. En effet, on peut affirmer, d'après les résultats de la partie A concernant l'étude de l'écrouissage sous une anomalie de type choc, que seule la partie amorçage est impactée par l'état microstructural initial. L'écrouissage étant limité à une profondeur de 70 à 90 μm , il n'aura ainsi pas d'influence sur les stades de propagation d'une fissure. De la même manière que pour les anomalies de type rayure, le procédé d'introduction et plus particulièrement les contraintes résiduelles apparaissent donc être le paramètre de premier ordre influençant la propagation d'une fissure à partir d'un choc et donc la durée de vie de ce type d'anomalie.

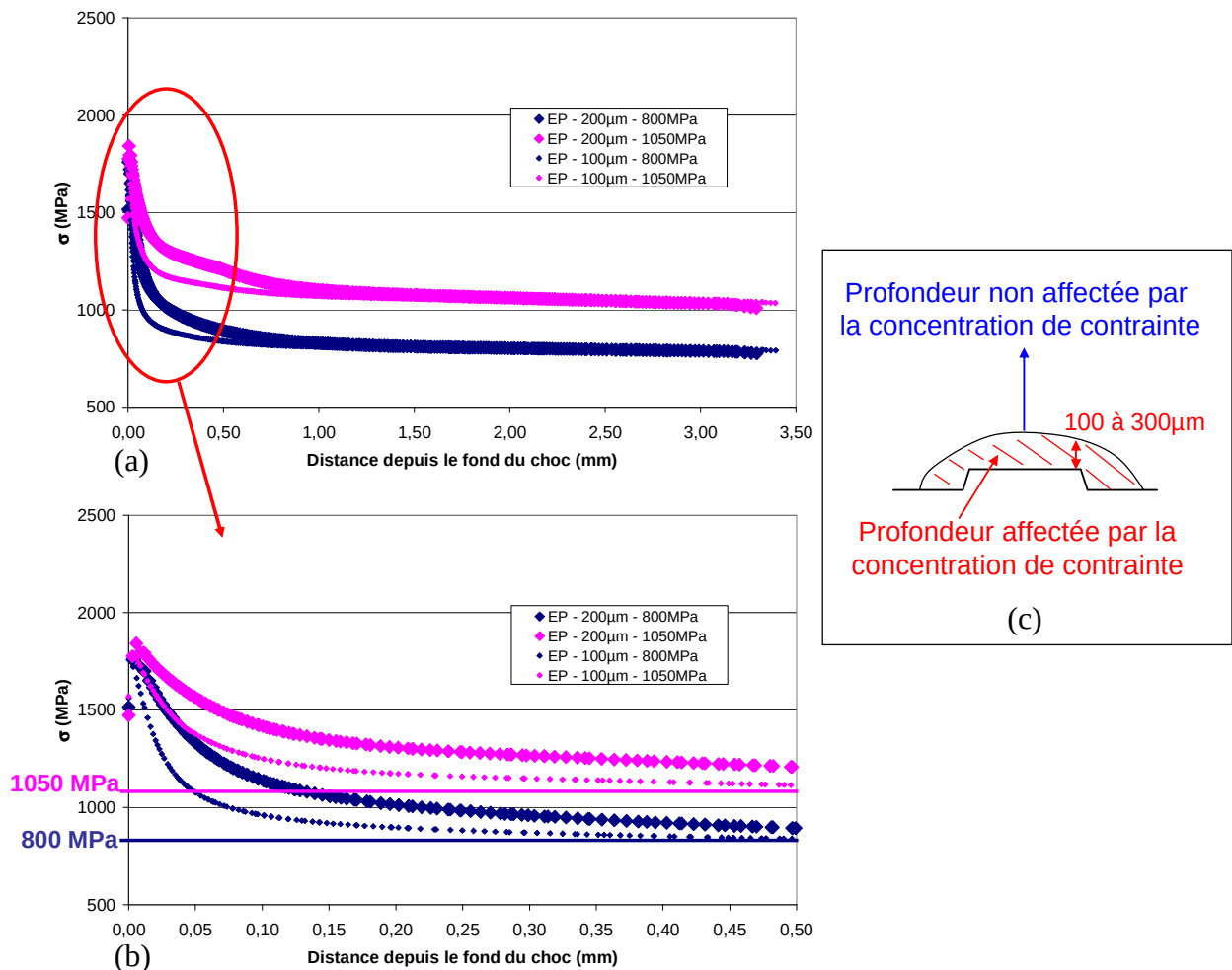


Figure D-15. Profil de contrainte dans l'épaisseur d'une éprouvette depuis le coin d'un choc en fonction de la profondeur et de la contrainte maximale (a) et (b). Schéma de la profondeur affectée par la concentration de contrainte dans le coin d'un choc (c).

Les profils de contraintes présentés sur la figure D-15 permettent également de constater que la profondeur affectée par le champ mécanique en fond d'entaille est beaucoup plus importante à une contrainte maximale de 1050 MPa. Cela pourrait expliquer la différence de scénario de propagation sur ce type d'anomalie en fonction de la contrainte maximale appliquée. En effet, à 1050 MPa, on peut penser que le champ mécanique en fond d'entaille permet de dépasser les contraintes résiduelles présentes dans l'axe du choc au cours des premiers stades de propagation. Au contraire, à 800 MPa, le champ de contrainte mécanique ne permet pas de surmonter les contraintes résiduelles dans l'axe du choc et la fissure est fortement ralentie dans l'axe du choc. Elle se propage donc de manière préférentielle dans la

direction des coins du choc où on peut penser que les contraintes résiduelles sont moins élevées.

D.1.5.3. Influence du type d'anomalie

L'analyse des résultats expérimentaux en supposant l'existence d'un effet de contraintes résiduelles permet de comprendre les différences de comportement entre les anomalies de type rayure et choc. L'amorçage de fissure à partir de ces deux types d'anomalies est influencé par la géométrie de l'anomalie et son procédé d'introduction. En effet, la géométrie a un impact sur le champ mécanique en fond d'entaille alors que le procédé d'introduction modifie l'état microstructural initial à proximité de l'anomalie et introduit des contraintes résiduelles. La compétition entre ces paramètres paraît contrôler la durée de vie à l'amorçage des rayures et des chocs.

La majeure partie de la durée de vie totale étant consommée dans la partie propagation, on a pu montrer que le paramètre de premier ordre influençant ce domaine semble être le procédé d'introduction, qui à son tour contrôle le champ de contraintes résiduelles. Le fait que les anomalies de type rayure sont plus nocives que les chocs pourrait ainsi être expliqué par la présence de contraintes résiduelles de compression plus importantes, en amplitude et/ou en profondeur affectée, sous les anomalies de type choc. Cette hypothèse semble cohérente avec le fait que la profondeur où la vitesse de fissuration est ralentie est plus importante pour les chocs. De la même manière, on a pu constater que la vitesse de propagation n'est pas ralentie pour les anomalies semi elliptiques et semi circulaires. Le procédé d'introduction de ces types d'anomalies ne semble donc pas introduire de contraintes résiduelles. Ainsi, lorsqu'une fissure s'amorce à partir de ce type d'anomalie, elle se comporte comme une fissure longue. Par conséquent, le champ de contrainte mécanique en fond d'entaille, et donc la géométrie de l'anomalie, apparaît être le seul paramètre contrôlant l'amorçage sur les anomalies semi elliptiques et semi circulaires.

D.1.5.4. Influence de la température

L'effet de la température sur la nocivité des anomalies de surface peut également être discuté en fonction de l'influence des contraintes résiduelles. En effet, on a montré lors de l'analyse des résultats expérimentaux que l'augmentation de la température contribue à augmenter la nocivité des rayures et des chocs. L'amorçage de fissure est par ailleurs influencé par la géométrie de l'anomalie et par son procédé d'introduction. Une modification de la température entraîne une modification du champ de contrainte en fond d'entaille car les propriétés du matériau évoluent en fonction de la température. Dans le même temps, le facteur de concentration de contrainte K_t est indépendant de la température. On peut de plus légitimement penser que cette dernière modifie la relaxation des contraintes résiduelles. Celles-ci seraient ainsi plus élevées à une température plus faible car leur relaxation thermique aura été moins importante. La compréhension de l'évolution de la nocivité des anomalies à l'amorçage en fonction de la température doit donc être orientée de manière à évaluer si la température a un impact plus important sur les contraintes résiduelles ou sur le champ mécanique en fond d'entaille.

La même problématique se pose pour la phase « propagation de fissure » à partir de rayure et de choc. En effet, la durée de vie de ces types d'anomalie est contrôlée par le temps nécessaire à propager une fissure jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La modification de la température a donc un impact important sur la phase de propagation. Les quelques essais menés à des températures inférieures à 550°C montrent que le temps passé dans la partie propagation est plus important qu'à 550°C. Cela explique le fait que la durée de vie augmente.

Ce phénomène peut néanmoins résulter de la combinaison de deux effets différents mais cumulatifs. D'une part, le changement de température modifie les propriétés en propagation du matériau et d'autre part il a une influence sur la relaxation des contraintes résiduelles. La détermination du paramètre ayant l'impact le plus important sur la durée de vie en fonction de la température s'avère ainsi être une perspective intéressante de ce travail.

D.2. Caractérisation de l'effet des contraintes résiduelles

La discussion sur l'analyse des résultats met en avant la nécessité de découpler les effets de la morphologie et de la méthode d'introduction des anomalies. La présence de contraintes résiduelles, introduites lors de la création de l'anomalie, semble notamment avoir une influence importante sur le ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades de la fissuration. Nous cherchons donc ici à caractériser cet effet en développant des essais spécifiques nous permettant de vérifier et d'évaluer son impact sur le comportement et la durée de vie en fatigue des anomalies de surface.

D.2.1. Relaxation des contraintes résiduelles par traitement thermique

L'une des méthodes permettant d'évaluer l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des rayures et des chocs consiste à les réduire voire les supprimer totalement et à observer l'évolution du comportement de ces anomalies qui en découle. Pour cela, il est nécessaire de trouver une technique expérimentale permettant de relaxer les contraintes résiduelles.

D.2.1.1. Relaxation des contraintes résiduelles

L'effet des contraintes résiduelles a sollicité une attention particulière des scientifiques au cours des dernières années. Les études de la littérature illustrent leur influence importante sur la résistance en fatigue des matériaux. Toutefois, en fonction des conditions de sollicitations, elles sont généralement amenées à évoluer au cours de la durée de vie d'une pièce. De nombreux travaux se sont donc consacrés à la caractérisation du phénomène de relaxation des contraintes résiduelles. Comprendre et prédire ce phénomène est en effet particulièrement important pour aider les ingénieurs à dimensionner en fatigue les pièces de structure.

Plusieurs techniques existent pour relaxer les contraintes résiduelles. On peut notamment citer les techniques de relaxation thermique, mécanique ou thermomécanique. La relaxation thermique est par exemple étudiée par Foss et al. [FOS13] sur le superalliage à base Nickel RR1000 ayant subi un traitement de grenaillage. Ces auteurs démontrent que l'utilisation d'un traitement thermique pur permet de réduire l'intensité des contraintes résiduelles et de l'écrouissage. En revanche, la profondeur affectée par les contraintes résiduelles et l'écrouissage ne semble pas modifiés. Foss et al. décrivent les mécanismes de relaxation thermique par des processus de restauration à courte portée pour réduire l'énergie globale accumulée pendant le grenaillage. Ainsi, plus l'énergie stockée est importante, plus la relaxation par traitement thermique sera efficace. Cela explique pourquoi la relaxation est plus importante dans la zone proche de la surface, où les contraintes résiduelles sont les plus importantes, ce qui modifie la profondeur de contrainte résiduelle maximale. De la même manière, le traitement thermique ne modifie pas la profondeur totale affectée car, l'amplitude des contraintes résiduelles étant moins élevée pour les profondeurs importantes, l'énergie stockée est plus faible. Cela induit donc une plus faible relaxation à cette profondeur. Foss caractérise également l'effet de l'environnement (sous vide ou sous oxygène) sur la relaxation.

Celui-ci ne semble pas avoir d'impact significatif sur la relaxation, en revanche, il a été observé des phénomènes d'oxydation et de recristallisation sous environnement oxydant (sous oxygène).

Evans et al. [EVA05] traitent aussi de la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage par pure exposition thermique dans l'alliage Udimet 720Li. Ils confirment que l'exposition thermique ne modifie pas la profondeur de la région affectée. Ils caractérisent en outre l'influence de la température sur l'amplitude de la relaxation. Ainsi, dans la configuration de son étude, la relaxation commence à être significative pour des températures supérieures à 650°C. Evans et al. indiquent enfin que le phénomène de relaxation thermique s'effectue à deux échelles. Dans les premiers temps de l'exposition thermique, un mécanisme permet la relaxation, même aux plus faibles températures. Les auteurs affirment que ce mécanisme est probablement relié à la limite élastique ou à une vitesse de relaxation élevée due aux forts niveaux d'énergie de déformation stockée. Ensuite, pour les temps d'exposition plus longs, un second mécanisme se met en place qui fait plutôt intervenir un phénomène de temps de maintien en température. Ce second mécanisme n'est observé qu'aux hautes températures, supérieures à 650°C.

Les conclusions de l'étude de Khadraoui et al. [KHAD97] sur la relaxation par traitement thermique des contraintes résiduelles de grenaillage dans l'Inconel 718 sont similaires à celles d'Evans. En effet, les auteurs observent aussi une diminution non négligeable des contraintes résiduelles dans la première partie de l'exposition thermique, suivie par une diminution plus lente et une stabilisation des contraintes résiduelles. Khadraoui et al. indiquent même qu'une fois cette stabilisation atteinte, augmenter le temps d'exposition ne semble pas avoir d'effet sur la relaxation. Celle-ci apparaît maximum en surface, lieu où les contraintes résiduelles initiales sont les plus importantes. Les auteurs constatent également que, plus la température est élevée, plus l'amplitude de la relaxation est importante. En revanche, la température n'a pas d'effet sur la forme du profil de contraintes résiduelles et sur la longueur affectée.

On peut noter que ces effets de relaxation thermique de contraintes résiduelles avaient déjà été observés par Masmoudi et al. [MAS89] et Cao et al. [CAO94]. Cao et al. expliquent le phénomène de relaxation thermique par une réduction des incohérences entre le matériau sain et les couches affectées par le grenaillage. L'exposition thermique permet ainsi un mouvement de diffusion des atomes et contribue à l'annihilation et la réorganisation des défauts cristallins introduits lors du grenaillage. Elle peut également mener à une recristallisation à plus haute température.

La relaxation thermique des contraintes résiduelles n'a pas été étudiée seulement par des techniques expérimentales. Zhou et al. [ZHO11] proposent ainsi une modélisation par éléments finis de ce phénomène. Les paramètres pris en compte dans son modèle sont la température, le temps d'exposition et le niveau de déformation plastique initial. La relaxation thermique est alors simulée en imposant au modèle une condition aux limites de convection et on utilise une analyse thermique sur structure couplée avec un algorithme implicite pour calculer la relaxation. Les résultats des calculs confirment que la relaxation augmente pour des températures plus élevées et qu'elle se produit principalement dans les premiers instants de la période d'exposition.

Des techniques mécaniques et thermomécaniques permettent aussi de relaxer des contraintes résiduelles et ont largement été développées dans la littérature. Ainsi, Foss et al.

[FOS13] étudient également la relaxation sous une sollicitation de fatigue à temps de maintien. Leurs travaux permettent de conclure que ce type de sollicitation, sous une contrainte inférieure à la limite élastique du matériau, cause une réduction importante des contraintes résiduelles de grenaillage et de l'écrouissage. Il semble que la relaxation ait lieu majoritairement dans les premiers cycles de chargement, activée par le processus de cyclage, et que cette relaxation initiale est ensuite suivie d'un mécanisme plus stable dû au temps de maintien. Zhuang et al. [ZHU01] confirment ces résultats et rajoutent que la relaxation des contraintes sous chargement mécanique dépend d'un certain nombre de facteurs comme l'état de surface initial, la réponse contrainte-déformation du matériau et la nature du cycle de fatigue. Ils décrivent deux étapes du mécanisme de relaxation mécanique des contraintes résiduelles. La première étape occasionne la relaxation la plus importante des contraintes et dépend de l'amplitude du chargement appliqué. Elle se produit lorsque le matériau sain se déforme plastiquement alors que les couches déjà écrouies restent élastiques. La différence de plasticité réduit les incohérences entre ces deux parties et par conséquent, réduit également les contraintes résiduelles. La seconde étape produit une relaxation moins importante, dépendante du nombre de cycle de chargement. Cette relaxation peut s'expliquer par l'adoucissement cyclique, même si des phénomènes de relaxation thermique peuvent également se produire à haute température.

Evans et al. [EVA05-2] comparent la relaxation par mécanisme thermomécanique à la relaxation par traitement thermique pur dans l'alliage Udimet 720Li. Après s'être intéressé à la relaxation par exposition thermique, les auteurs étudient la relaxation des contraintes résiduelles introduites par grenaillage après des cycles de fatigue à haute température avec des surcharges en déformation contrôlée. Ces surcharges sont représentatives de celles rencontrées par les disques de turbines. La relaxation est étudiée à trois températures : 350, 650 et 700°C et après 1 ou 1000 cycles de chargement. Ils concluent qu'après un seul cycle, la relaxation est indépendante de la température. Elle est alors activée de manière purement mécanique et semble due à la déformation plastique du matériau. Après 1000 cycles, une relaxation supplémentaire est observée uniquement à 650°C et 700°C. La relaxation s'avère plus importante à 700°C. Dans ce cas, elle semble contrôlée par un mécanisme dépendant de la température et du chargement. Au final, Evans et al. observent que la relaxation est plus importante dans le cas d'un chargement thermomécanique que dans le cas d'une simple exposition thermique.

Boyce et al. [BOY03] se sont aussi intéressés à la relaxation mécanique des contraintes résiduelles introduites lors de l'impact d'une bille sur une pièce. Ils observent que le taux de relaxation dépend de la valeur de la contrainte maximale appliquée durant l'essai de fatigue par rapport à la limite d'élasticité du matériau. Ainsi, pour une faible contrainte maximale appliquée, c'est-à-dire à 35% de la limite élastique, la relaxation des contraintes apparaît peu importante. En revanche, l'augmentation de la contrainte maximale appliquée, jusqu'à 54% de la limite élastique, occasionne une relaxation élevée : de l'ordre de 50% sur l'amplitude des contraintes résiduelles. Boyce et al. remarquent que cette diminution a lieu quasiment uniquement au cours du premier cycle de chargement.

Les études de la littérature montrent par conséquent qu'il est possible de relaxer des contraintes résiduelles par des voies thermiques, mécaniques ou thermomécaniques. De par la simplicité de mise en œuvre, nous avons choisi, dans cette étude, d'utiliser un traitement thermique pour tenter de relaxer les contraintes résiduelles introduites sous les anomalies de surface. La bonne connaissance du matériau de notre étude, à savoir le superalliage à base

groupes de points entourés respectivement en rouge et en vert. Les indentations entourées en rouge présentent une microdureté plus élevée que celles entourées en vert qui se situent autour d'une valeur de microdureté Vickers de 450. Les points entourés en rouge correspondent aux indentations situées proches du fond de la rayure. On peut supposer que la présence de contraintes résiduelles de compression à cet endroit contribue à augmenter la microdureté. En revanche, lorsque l'on s'éloigne du fond de la rayure, la microdureté est stable et correspond aux valeurs de référence mesurées dans une zone saine. A partir de 300 μm du fond d'une rayure de 150 μm , il semble que la microdureté ne soit plus affectée par la rayure. Outre cette information sur le domaine impacté par la présence d'une telle anomalie, les résultats mettent également en valeur le fait que l'application du traitement thermique défini précédemment ne paraît pas modifier de manière significative les valeurs de microdureté autour d'une rayure de 150 μm . Les valeurs de microdureté ne sont pas uniquement le reflet de la présence de contraintes résiduelles mais aussi de la présence d'un écrouissage. On ne peut donc pas certifier rigoureusement que le traitement thermique n'a pas eu d'impact sur les contraintes résiduelles mais on peut remettre en question son efficacité.

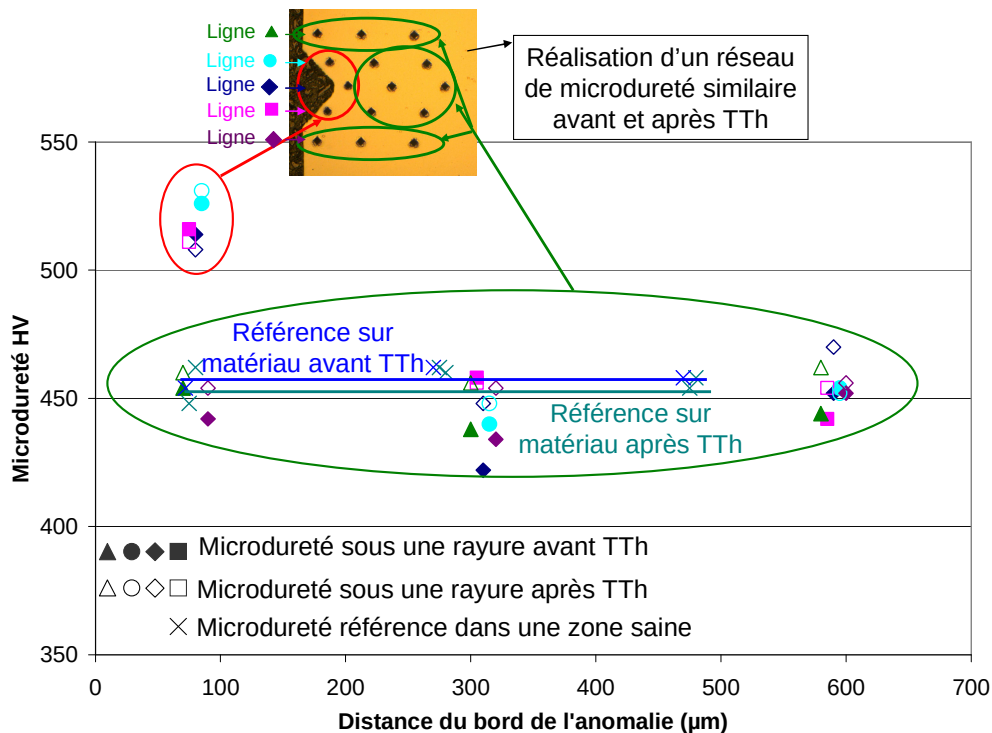


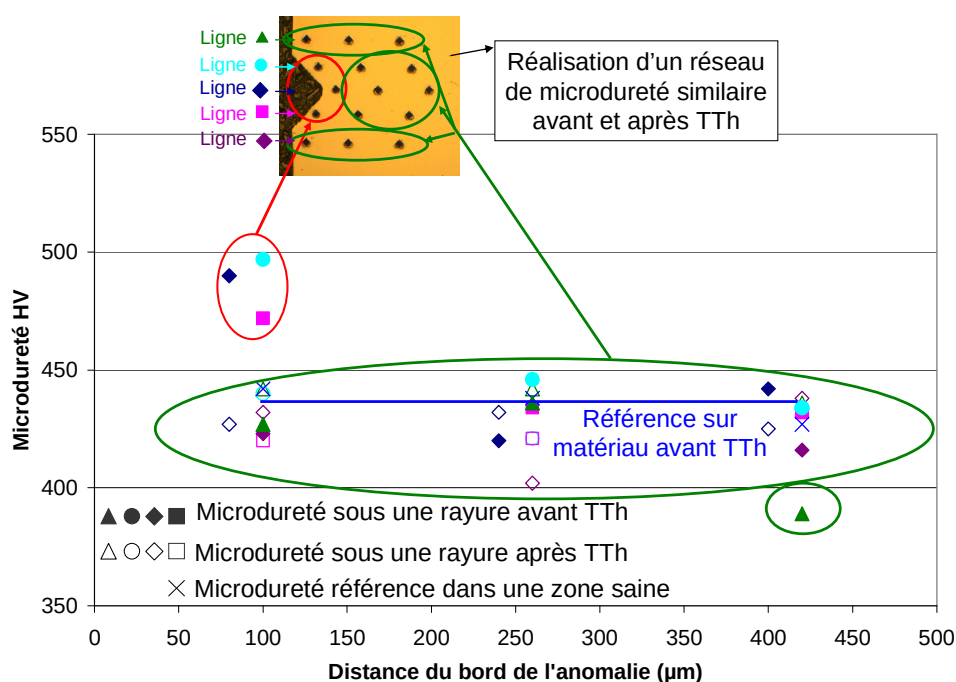
Figure D-17. Comparaison des mesures de microdureté réalisées sous une rayure de 150 μm avant et après le traitement thermique de 600°C pendant 100h sous vide.

La température de 600°C fixée pour le traitement thermique n'est donc visiblement pas suffisante pour relaxer les contraintes résiduelles. Ce résultat a aussi été obtenu par des auteurs étudiant la relaxation thermique des contraintes résiduelles dans l'Inconel 718. Ainsi Zhou et al. [ZHO11] établissent, à l'aide d'une modélisation par éléments finis qu'ils mettent en place, que des contraintes résiduelles inférieures à 400 MPa ne se relaxent pas pour des températures inférieures à 700°C. Khadraoui et al. [KHAD97] montrent aussi par des essais de microdureté qu'une température de 600°C ne permet pas de relaxer les contraintes résiduelles introduites par grenailage. De plus, il semble que l'augmentation du temps de maintien à cette température ne permette pas d'améliorer la relaxation. En effet, nous avons déjà pu noter en analysant les études de la littérature que la relaxation thermique semble avoir majoritairement lieu au cours des premiers instants de l'exposition thermique. Par ailleurs, les

essais menés par SNECMA dans le programme OPSURCON [OPS1] ne révèlent pas de relaxation prononcée des contraintes résiduelles de grenailage après 265h à 600°C.

La solution pour utiliser un traitement thermique dans le but de relaxer les contraintes résiduelles revient donc à augmenter la température du traitement thermique. Toutefois, dans ce cas, le traitement thermiquement aura également un impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques du matériau. Ainsi, il est nécessaire de choisir une température suffisamment élevée pour relaxer les contraintes résiduelles tout en limitant l'évolution du matériau. Etant donné que la taille de grain est l'un des paramètres les plus importants pour les propriétés en fatigue de l'Inconel 718DA, nous avons choisi de nous placer à une température inférieure au solvus de la phase δ . Nous choisissons donc d'effectuer un traitement thermique à une température de 980°C. Cette température, de 30 à 50°C inférieure au solvus de la phase δ , devrait nous permettre de limiter la croissance des grains de l'alliage. Cette température sera maintenue pendant 4h sous vide et sera suivie d'une trempe à l'eau. La durée du temps de maintien a été choisie arbitrairement. Elle devrait permettre de limiter le temps d'exposition à la température de 980°C, et donc de limiter l'évolution du matériau, tout en permettant une relaxation importante des contraintes résiduelles. La trempe permet de figer le matériau dans l'état dans lequel il se trouve après un maintien de 4h à 980°C. Cette température étant supérieure au solvus de la phase γ'' , il est nécessaire de poursuivre le traitement thermique en répétant le traitement de vieillissement standard de l'Inconel 718DA, c'est-à-dire un maintien de 8h à 720°C puis de 8h à 620°C avec un refroidissement à une vitesse de 50°C/h entre les deux plages de revenu. On devrait ainsi pouvoir retrouver des particules de phase γ'' dans un état proche de l'Inconel 718DA.

De la même manière que pour le premier traitement thermique, des essais de microdureté ont été réalisés avant et après le traitement thermique dans le but de vérifier son efficacité pour relaxer les contraintes résiduelles. Un réseau d'indentations de microdureté de type Vickers a été réalisé sous des rayures de 150 μm qui ont été introduites avant et après le traitement thermique. Les résultats sont présentés sur la figure D-18.



Les résultats mettent en avant que les indentations réalisées au voisinage du fond de la rayure après le traitement thermique présentent une microdureté comparable aux points réalisés dans des zones non affectées par les contraintes résiduelles. On peut donc penser que ce nouveau traitement thermique a conduit à une relaxation des contraintes résiduelles sous une anomalie de type rayure. Les essais de microdureté réalisés sous les anomalies de type choc confirment également que les contraintes résiduelles semblent s'être relaxées. Nous choisissons donc d'utiliser ce traitement thermique sur les éprouvettes de manière à évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur la nocivité des anomalies de surface en fatigue.

Traitement thermique choisi :

- Maintien à 980°C pendant 4h sous vide ;
- Trempe à l'eau à température ambiante ;
- Maintien à 720°C pendant 8h sous vide ;
- Refroidissement à une vitesse de 50°C/h sous vide ;
- Maintien à 620°C pendant 8h sous vide ;
- Trempe à l'eau à température ambiante.

Le traitement thermique choisi conduit à une modification du matériau. Les résultats des essais traités thermiquement ne peuvent donc pas être directement comparés aux essais sur Inconel 718DA. Ainsi, dans le but d'évaluer l'effet des contraintes résiduelles, il sera nécessaire de mener des essais sur le matériau traité thermiquement avec des anomalies introduites avant et après le traitement thermique. En effet, les anomalies introduites après le traitement thermique devraient présenter des contraintes résiduelles alors que les contraintes résiduelles des anomalies introduites avant le traitement thermique devraient être relaxées. Une nouvelle campagne d'essais est donc menée pour évaluer l'effet du procédé d'introduction des anomalies et plus particulièrement des contraintes résiduelles sur un matériau traité thermiquement qui devrait être proche de l'Inconel 718DA.

D.2.1.3. Influence du traitement thermique choisi sur la microstructure du matériau

L'application du traitement thermique défini pour relaxer les contraintes résiduelles induit une modification de la microstructure et probablement des propriétés mécaniques de l'Inconel 718DA. Il apparaît nécessaire d'analyser l'évolution microstructurale réelle du matériau à la suite du traitement thermique. On pourra ainsi déterminer si ce nouveau matériau se comporte d'une manière totalement différente de l'Inconel 718DA ou bien si les résultats de la campagne d'essais permettant de caractériser l'effet des contraintes résiduelles pourront être étendus à l'Inconel 718DA.

Nous cherchons dans un premier temps à évaluer l'effet du traitement thermique sur la microstructure du matériau. La taille de grain est évaluée à l'aide de cartographie d'orientation cristallographique réalisée par la technique EBSD. Les cartographies obtenues sont présentées sur la figure D-19 et ont permis d'obtenir les histogrammes de fraction volumique en fonction de la taille de grain présentés sur la figure D-20.

On note que les cartographies d'orientation cristallographique ont été réalisées dans des zones saines non affectées par la présence d'anomalie de surface. On précise également que les tailles de grains calculées et présentées dans la figure D-20 prennent en compte la présence de joints de macles. Le tableau D-3 permet de comparer ce résultat avec la taille de grain moyenne après une reconstruction des grains éliminant les joints de macles.

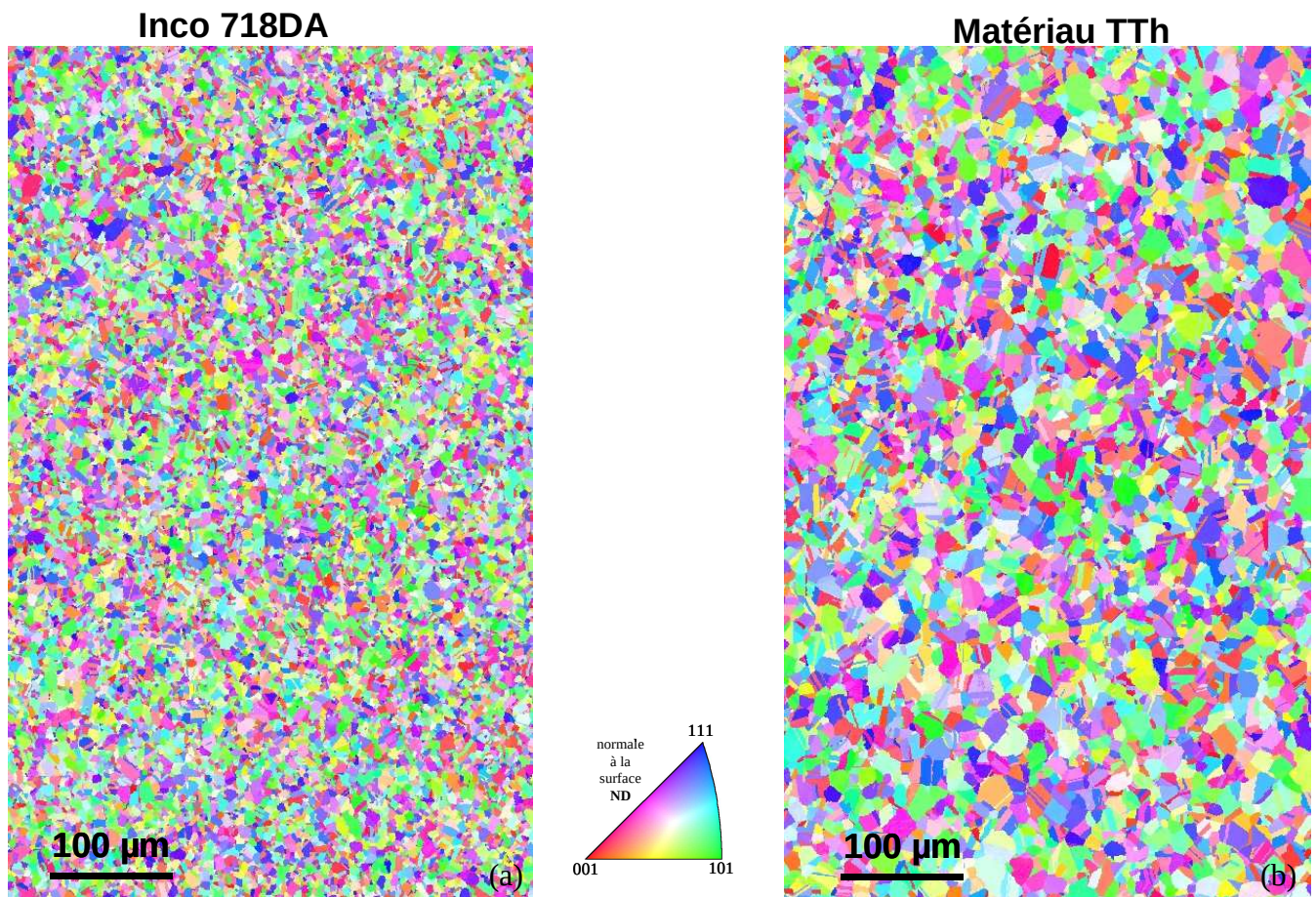


Figure D-19. Cartographies d'orientation cristallographique dans une zone saine de l'Inconel 718DA (a) et du matériau traité thermiquement selon le traitement thermique choisi (b).

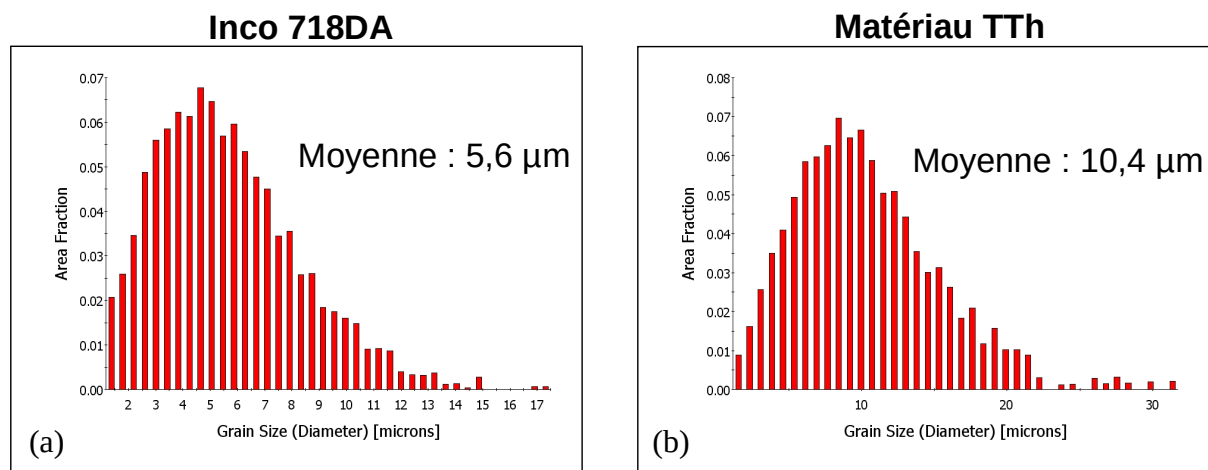


Figure D-20. Distribution de taille de grain en fraction d'aire pour l'Inconel 718DA (a) et le matériau traité thermiquement selon le traitement thermique choisi (b).

	Moyenne de taille de grain	
	avec les macles	sans les macles
Inco 718DA	5,6	8,1
Matériau TTh	10,4	15,6

Tableau D-3. Tailles de grains moyennes mesurées avec et sans les macles.

Le traitement thermique a conduit à quasiment doubler la taille de grain de l'alliage 718. Le comportement en propagation du matériau traité thermiquement devrait donc être modifié par rapport à l'Inconel 718DA. Ainsi, il sera nécessaire par la suite d'évaluer l'influence du traitement thermique sur les propriétés macroscopiques du matériau. Les cartographies d'orientation cristallographique permettent aussi de vérifier si les zones observées sont texturées. L'indice de texture obtenu pour l'Inconel 718DA est de 1,4 et celui du matériau traité thermiquement est égal à 1,5. Cela signifie que l'Inconel 718DA est très faiblement texturé et que le traitement thermique choisi n'a pas modifié cette caractéristique.

Des observations au MEB-FEG ont également été réalisées dans des zones saines des deux matériaux. Elles permettent d'évaluer l'influence du traitement thermique sur la phase δ . Une comparaison des observations de phase δ réalisées sur l'Inconel 718DA et le matériau traité thermiquement est présentée sur la figure D-21. Un traitement d'images a permis d'isoler chaque particule de phase δ visible sur les photos réalisées et de mesurer l'aire, le diamètre équivalent, l'orientation, la longueur et la largeur de ces particules. Le tableau D-4 résume les moyennes gaussiennes des longueurs, largeurs et diamètres équivalents des particules présentes sur l'ensemble des images réalisées. Six zones couvrant chacune une surface de $90\text{ }\mu\text{m}$ sur $120\text{ }\mu\text{m}$ ont été analysées pour le matériau traité thermiquement et trois zones de cette même taille pour l'Inconel 718DA. Ces zones comptaient au total 3882 particules pour le matériau traité thermiquement et 1121 pour l'Inconel 718DA. Les distributions des longueurs, largeurs et diamètres équivalents de ces particules sont fournies en annexe. On constate que le traitement thermique a légèrement affecté la morphologie de la phase δ . En effet les particules de cette phase apparaissent plus fines et plus courtes que dans l'Inconel 718DA. Le pourcentage de fraction surfacique et le nombre de particule a également été évalué. Le pourcentage de fraction surfacique évolue peu puisqu'il est égal en moyenne à 4,4% pour l'Inconel 718DA et à 3,6% pour le matériau traité thermiquement. En revanche, la densité de particules de phase δ est 75% plus importante dans le cas du matériau traité thermiquement que dans l'Inconel 718DA. Finalement, le traitement thermique choisi n'a pas affecté cette phase de manière importante. Il est néanmoins nécessaire de vérifier si l'évolution de cette phase influence le comportement en propagation de fissure du matériau traité thermiquement par rapport à l'Inconel 718DA.

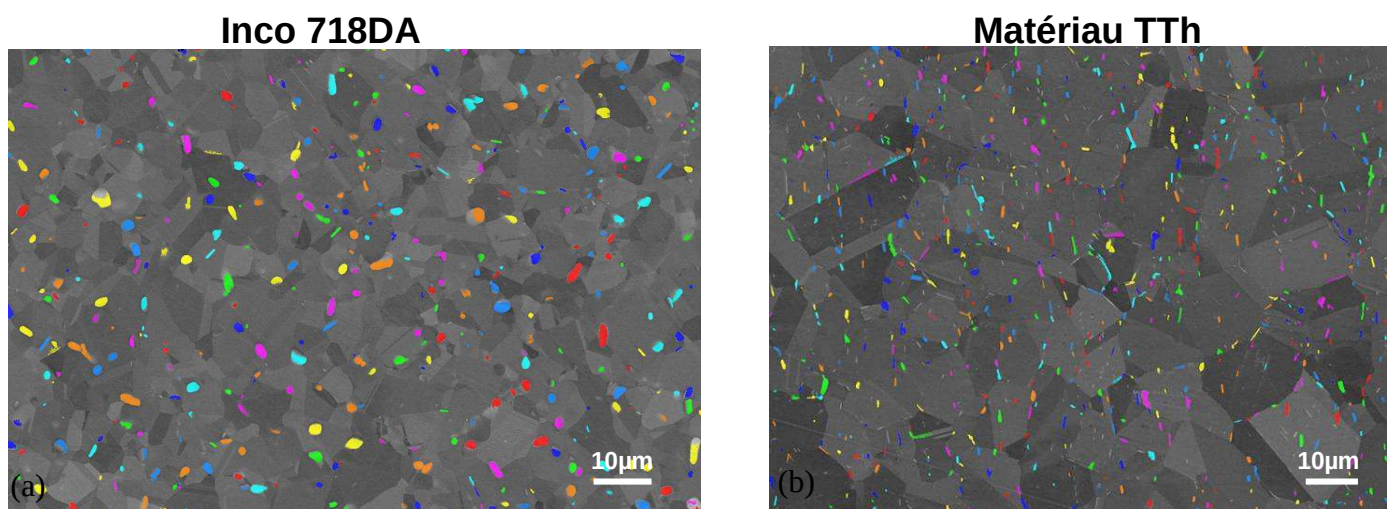


Figure D-21. Caractérisation de l'évolution de la phase δ par analyse d'images. Observation sur Inconel 718DA (a) et sur le matériau traité thermiquement selon le traitement thermique choisi (b).

	Moyenne (nm)		
	Diamètre équivalent	Longueur	Largeur
Inconel 718DA	1059	1601	917
Matériau TTh	786	1419	595

Tableau D-4. Diamètre équivalent, longueur et largeur moyens des particules de phase δ dans l'Inconel 718DA et le matériau traité thermiquement suivant le traitement thermique choisi.

D.2.1.4. Influence du traitement thermique choisi sur les propriétés macroscopique du matériau

Les observations microstructurales montrent que le traitement thermique n'a pas eu d'impact prononcé sur le taux de phase ni sur la morphologie de la phase δ de l'alliage 718DA. En revanche, il double sa taille de grain. Il s'agit maintenant de vérifier l'influence de ces modifications microstructurales sur les propriétés macroscopiques du matériau, et notamment sur la loi de propagation de fissure. Pour cela, nous comparons les vitesses de fissuration obtenues sur des anomalies semi elliptiques dans l'Inconel 718DA et dans le matériau traité thermiquement. Cette comparaison est pertinente car nous avons précédemment montré que le procédé d'introduction de ce type d'anomalie ne perturbe pas la propagation. La figure D-22 présente les résultats obtenus des vitesses de propagation de fissures s'amorçant à partir d'une anomalie semi elliptique dans l'Inconel 718DA d'une part et dans le matériau traité thermiquement d'autre part. Il apparaît que les vitesses de propagation dans les deux matériaux sont similaires. Le matériau traité thermiquement présente donc un comportement en propagation semblable à l'Inconel 718DA. Les résultats qualitatifs sur l'influence des contraintes résiduelles dans les premiers stades de fissuration du matériau traité thermiquement devraient donc pouvoir être étendu à l'Inconel 718DA. En revanche, nous ne comparerons pas quantitativement les durées de vie obtenues sur ces deux matériaux car nous n'avons pas vérifié si les procédés d'introduction des anomalies affectent de la même manière le matériau traité thermiquement et l'Inconel 718DA et si le comportement à l'amorçage de ces deux matériaux est identique.

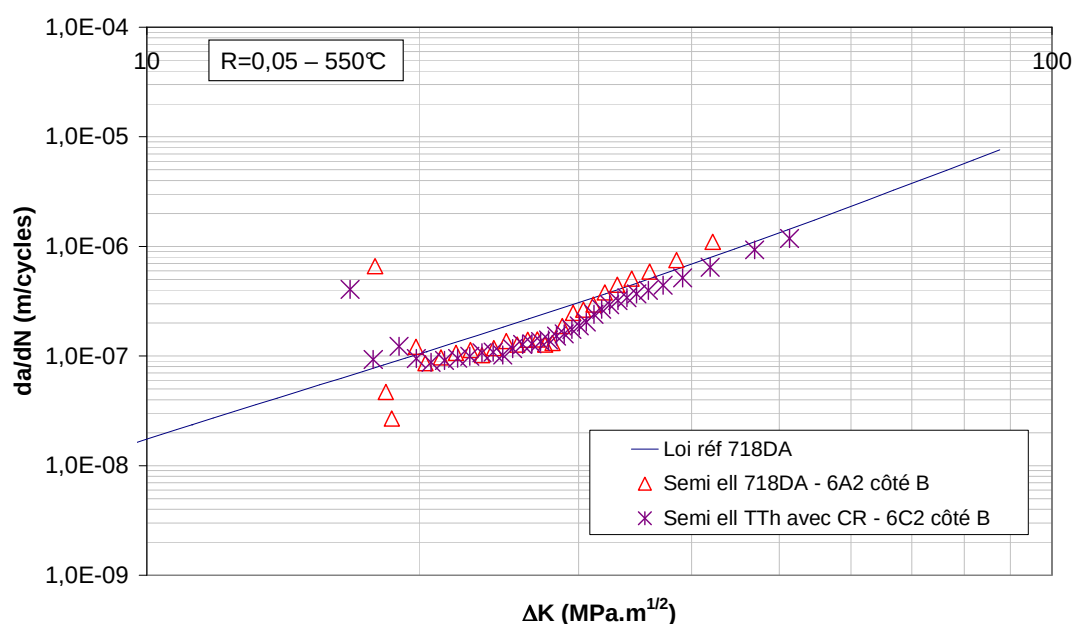


Figure D-22. Comparaison des vitesses de propagation de fissure s'amorçant à partir d'anomalies semi elliptiques dans l'Inconel 718DA et le matériau traité thermiquement.

D.2.1.5. Influence du traitement thermique choisi sur la durée de vie

Une nouvelle campagne expérimentale a été mise en place sur le matériau traité thermiquement pour évaluer l'effet des contraintes résiduelles. On note que dans le but d'observer l'effet le plus marqué de ce paramètre, nous ne testerons dans cette campagne expérimentale que les anomalies de profondeur les plus importantes, c'est-à-dire 150 μm pour les rayures et 200 μm pour les chocs. En effet, ces profondeurs devraient permettre d'introduire plus de contraintes résiduelles que pour des anomalies de profondeur plus faible. L'effet des contraintes résiduelles est également plus marqué pour une contrainte maximale de 800 MPa. Tous les essais seront donc conduits avec cette contrainte maximale. De cette manière, on espère que le traitement thermique pourra souligner de manière importante l'impact du procédé d'introduction des anomalies sur la génération d'un champ de contraintes résiduelles. Au total, 16 éprouvettes ont été testées dans ce but. Sur 7 d'entre elles, les anomalies de surface ont été introduites après le traitement thermique. Des contraintes résiduelles sont donc présentes sous ces anomalies de surface. Pour les 9 autres éprouvettes, le traitement thermique a été effectué après l'introduction des anomalies. On espère ainsi que les contraintes résiduelles ont été relaxées. Le tableau D-5 résume les résultats des essais de cette campagne expérimentale.

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (μm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
Anomalies introduites après le traitement thermique								
550	PA541648	6A1	choc	200	800	0,05	18835	Rompé côté A
550	PA541650	3A4	choc	200	800	0,05	23155	Rompé côté B
550	PA541648	5K1	rayure	150	800	0,05	13373	Rompé côté A
550	PA541648	3B3	rayure	150	800	0,05	15048	Rompé côté A
550	PA541649	6C2	semi elliptique	100	800	0,05	11457	Rompé côté B
550	PA541650	6B4	semi elliptique	100	800	0,05	25026	Rompé côté B
550	PA541648	3A5	semi circulaire	100	800	0,05	>32402	Non rompu
Anomalies introduites avant le traitement thermique								
550	PA541648	6F3	choc	200	800	0,05	9002	Rompé côté A
550	PA541648	1C2	choc	200	800	0,05	8595	Rompé côté A
550	PA541648	6F1	choc	200	800	0,05	8615	Rompé côté A
550	PA541648	6I4	rayure	150	800	0,05	6907	Rompé côté A
550	PA541648	2A4	rayure	150	800	0,05	7224	Rompé côté B
550	PA541648	6C1	rayure	150	800	0,05	7994	Rompé côté A
550	PA541648	6A3	semi elliptique	100	800	0,05	11805	Rompé côté B
550	PA541648	2B5	semi elliptique	100	800	0,05	9287	Rompé côté B
550	PA541648	6C3	semi circulaire	100	800	0,05	>14693	Non rompu

Tableau D-5. Résultats des essais de caractérisation de l'effet des contraintes résiduelles sur le matériau traité thermiquement.

Ces essais ont principalement concerné des anomalies de type rayure et choc. Toutefois quelques essais ont été menés sur des anomalies semi elliptiques et semi circulaires dans le but de vérifier l'impact du traitement thermique sur la durée de vie des anomalies. Quatre éprouvettes contenant des anomalies semi elliptiques ont été testées. Pour 2 d'entre elles, les anomalies ont été introduites avant le traitement thermique alors que pour les 2 autres, elles ont été introduites après le traitement thermique. De la même manière, 2 anomalies semi circulaires ont été testées pour vérifier l'influence du moment d'introduction de ce type d'anomalie par rapport au traitement thermique. Ces dernières ont toutefois conduit à un amorçage sous un point de soudure et leur durée de vie n'est donc pas exploitable. L'une des 4 anomalies semi elliptiques testées présentait une profondeur moins importante que les autres : 40 μm au lieu de 60 à 80 μm . Cette anomalie n'a pas conduit à un résultat exploitable puisqu'un amorçage intempestif sous un point de soudure d'un fil de potentiel a perturbé l'amorçage et la propagation de fissure à partir de l'anomalie. Elle a ainsi présenté une durée de vie plus importante que les 3 autres (25000 cycles au lieu de 9000 à 12000 cycles). Les 3

autres anomalies semi elliptiques présentent des durées de vie similaires d'une moyenne de 11000 cycles. La position de l'introduction des anomalies par rapport à la réalisation du traitement thermique de relaxation des contraintes n'a donc pas d'impact sur la durée de vie des anomalies non influencées par les contraintes résiduelles. Ainsi, le traitement thermique devrait permettre de mettre en valeur l'influence des procédés d'introduction des anomalies générant de l'écrouissage et des contraintes résiduelles.

La figure D-23 résume les résultats de durée de vie obtenus sur les anomalies de type rayure et choc en fonction du moment d'introduction des anomalies par rapport au traitement thermique (avant ou après). On constate clairement que les anomalies de surface introduites avant la réalisation du traitement thermique présentent des durées de vie inférieures à celles introduites après le traitement thermique. La durée de vie moyenne des anomalies de type rayure est ainsi réduite d'un facteur 2 lorsqu'elles sont introduites avant le traitement thermique et celles des anomalies de type choc d'un facteur 2,4. Le traitement thermique a donc eu une influence importante sur la durée de vie de ces anomalies de surface. On peut penser qu'une fois les contraintes résiduelles, dues au procédé d'introduction, relaxées par le traitement thermique, la durée de vie des anomalies est plus courte qu'en présence de contraintes résiduelles. Celles-ci prévalent en l'absence de traitement thermique ou lorsque celui-ci est appliqué avant l'introduction des anomalies. Ce résultat souligne l'influence du procédé d'introduction et plus particulièrement des contraintes résiduelles sur la durée de vie. Ce paramètre devra donc être pris en compte pour calculer de manière précise la durée de vie des rayures et des chocs.

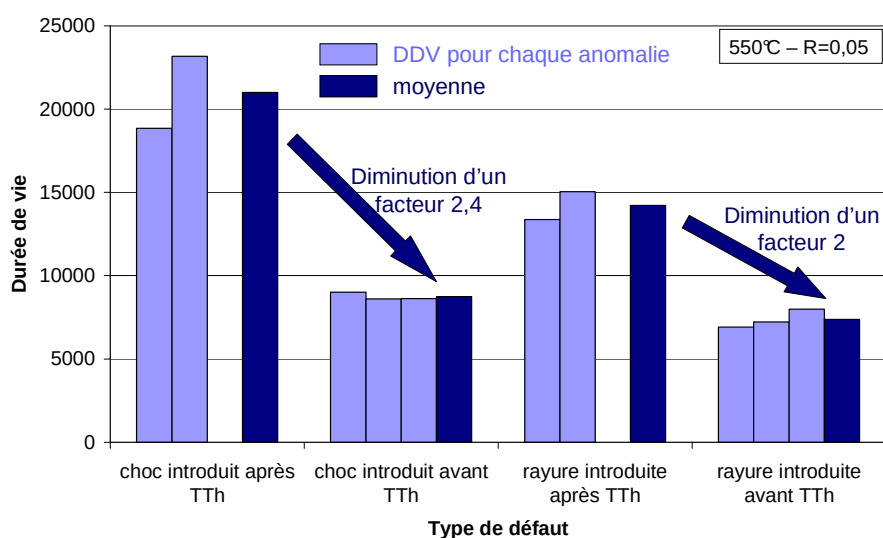


Figure D-23. Durées de vie des rayures et des chocs dans le matériau traité thermiquement en fonction du moment d'introduction des anomalies par rapport au traitement thermique.

D.2.1.6. Influence du traitement thermique choisi sur l'amorçage

Bien que le temps passé pour amorcer une fissure à partir des anomalies de surface, c'est-à-dire pour créer une fissure d'une profondeur de 100 μm , soit faible par rapport à la durée de vie totale, il est intéressant d'évaluer l'influence du traitement thermique sur cette partie de la durée de vie. Le graphique de la figure D-24 présente les durées de vie à l'amorçage obtenues pour les anomalies de type rayure et choc en fonction du moment de leur introduction par rapport au traitement thermique. On constate que les rayures introduites avant le traitement thermique présentent une durée de vie à l'amorçage 3,8 fois plus courte que

lorsqu'elles sont introduites après le traitement thermique. La réalisation de ce traitement thermique a donc favorisé l'amorçage de fissure à partir de ce type d'anomalie. On peut penser que les contraintes résiduelles de compression présentes sous les rayures freinent l'amorçage. Par conséquent, lorsque ces contraintes résiduelles sont relaxées, la concentration de contrainte importante de l'anomalie favorise un amorçage très rapide, c'est-à-dire la création d'une fissure de 100µm depuis le bord de l'anomalie. On peut également mentionner qu'aucun amorçage sur le défaut géométrique présent dans le coin des rayures n'a été observé. Cela peut signifier qu'à cet emplacement, les contraintes résiduelles favorisaient l'amorçage, ou bien que les contraintes résiduelles empêchaient l'amorçage ailleurs que sur cette zone de l'anomalie. Une autre explication concerne la relaxation de l'écrouissage à cette position. En effet, la position du défaut géométrique pouvait correspondre à un site concentrant la déformation plastique de la microstructure, ce qui favorisait l'amorçage. Finalement, on peut conclure qu'en relaxant les contraintes résiduelles et/ou l'écrouissage, le traitement thermique a eu pour conséquence de ne permettre qu'un seul site d'amorçage possible correspondant à l'emplacement de plus forte concentration de contraintes. En présence d'un champ de contrainte et d'écrouissage, une compétition peut exister pour le contrôle de l'amorçage sur les anomalies de type rayure entre le procédé d'introduction générant une déformation importante de la microstructure et la géométrie des anomalies qui concentre les contraintes. Il paraît important en perspective de ce travail de chercher à identifier précisément l'influence de ces deux paramètres sur le comportement à l'amorçage d'une rayure.

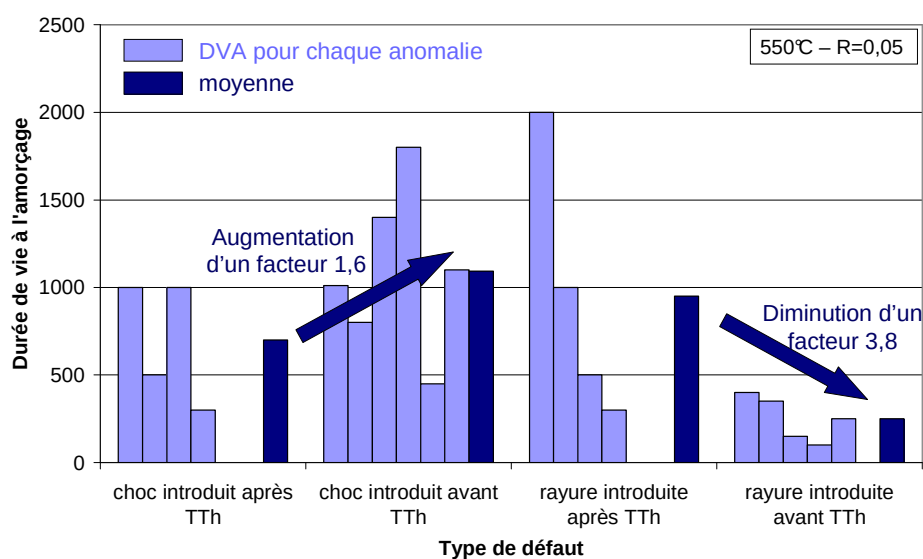


Figure D-24. Durée de vie à l'amorçage des rayures et des chocs dans le matériau traité thermiquement en fonction du moment d'introduction des anomalies par rapport au traitement thermique.

En revanche, l'effet inverse est observé pour les anomalies de type choc. En effet, les chocs introduits avant le traitement thermique présentent des durées de vie à l'amorçage 1,6 fois supérieures aux chocs introduits après le traitement thermique. Cela signifie que l'éventuelle relaxation des contraintes résiduelles induites par le traitement thermique n'a pas permis de favoriser l'amorçage sur ce type d'anomalie mais au contraire conduit à des durées de vie à l'amorçage plus importantes. Dans le but de comprendre ce résultat, nous avons mené une analyse de l'influence du traitement thermique sur l'état microstructural initial autour des chocs. Les études bibliographiques, déjà présentées, révèlent en effet que ce paramètre joue un rôle important sur le comportement à l'amorçage de ce type d'anomalie. Des observations de l'état microstructural sous une anomalie de type choc introduite avant le traitement

thermique ont donc été réalisées au MEB (cf. partie A). La figure D-25 présente une comparaison des observations de microstructure réalisées sous ce type d'anomalie en fonction de leur moment d'introduction par rapport au traitement thermique.

La WEL observée sous les anomalies de type choc sur état de référence n'est plus présente après la réalisation du traitement thermique et la microstructure apparaît saine jusqu'au bord de l'anomalie. La figure D-26 montre qu'aucun écrouissage n'est présent sur tout le bord de l'anomalie de type choc introduite avant le traitement thermique. Celui-ci a donc permis de relaxer les contraintes résiduelles et de « restaurer » une microstructure « saine » au voisinage du choc. L'analyse des orientations cristallographiques par technique EBSD présentée sur la figure D-27 confirme qu'aucun écrouissage n'est détectable. En effet, la qualité de la diffraction est correcte jusqu'au bord de l'anomalie et l'orientation dans les grains semble uniforme, ce qui démontre l'absence de plasticité prononcée. Les zones ne diffractant pas correctement correspondent à des zones vides ou bien à des zones arrondies au bord de l'anomalie. La présence d'une déformation microstructurale importante sous une anomalie de type choc, associée au développement d'une WEL, semble donc contrôler l'amorçage de fissure à partir de ce type d'anomalie. Conformément aux résultats de la littérature (cf. partie A), on peut en effet penser que la WEL se comporte de manière fragile et rompt rapidement lors des premiers cycles de chargement. Une fissure est alors créée et la concentration de contraintes ainsi que la plus faible amplitude d'écrouissage que sur les côtés du choc (cf. partie A) permettent de surmonter rapidement la présence de contraintes résiduelles de compression et d'aboutir à une fissure de 100 μm . En l'absence de contraintes résiduelles et de WEL et face à une microstructure saine, la concentration de contraintes engendre aussi un amorçage rapide de fissure mais celui-ci apparaît plus lent qu'en présence d'un champ de contraintes résiduelles et d'une WEL.

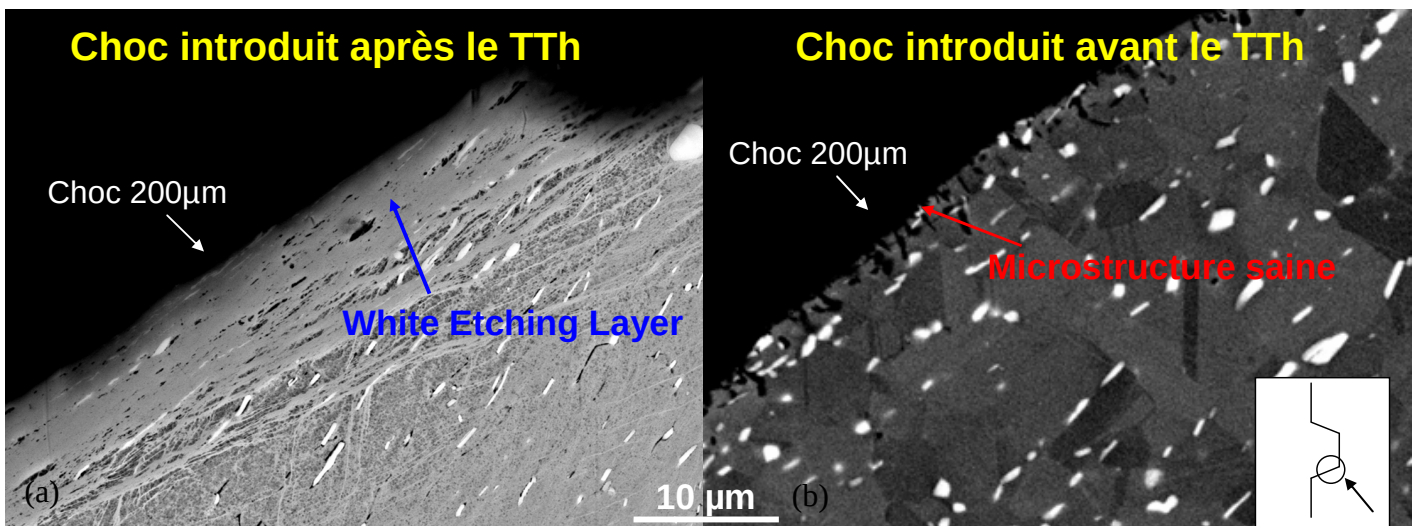


Figure D-25. Comparaison de l'état microstructural initial sous une anomalie de type choc pour une introduction après (a) et avant (b) le traitement thermique.

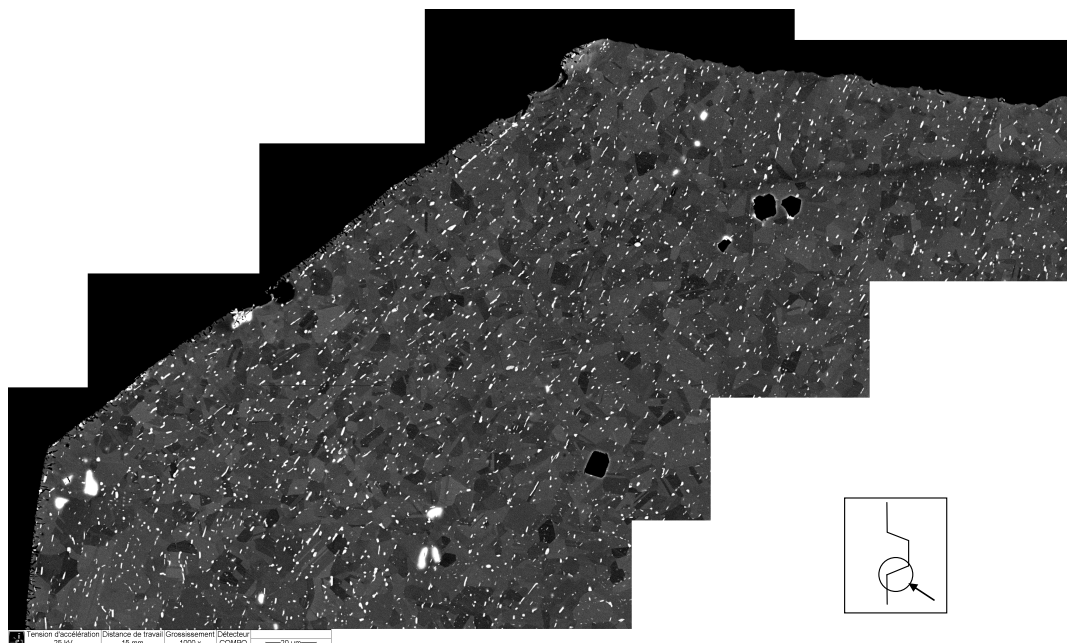


Figure D-26. Etat microstructural d'une anomalie de type choc introduite avant le traitement thermique.

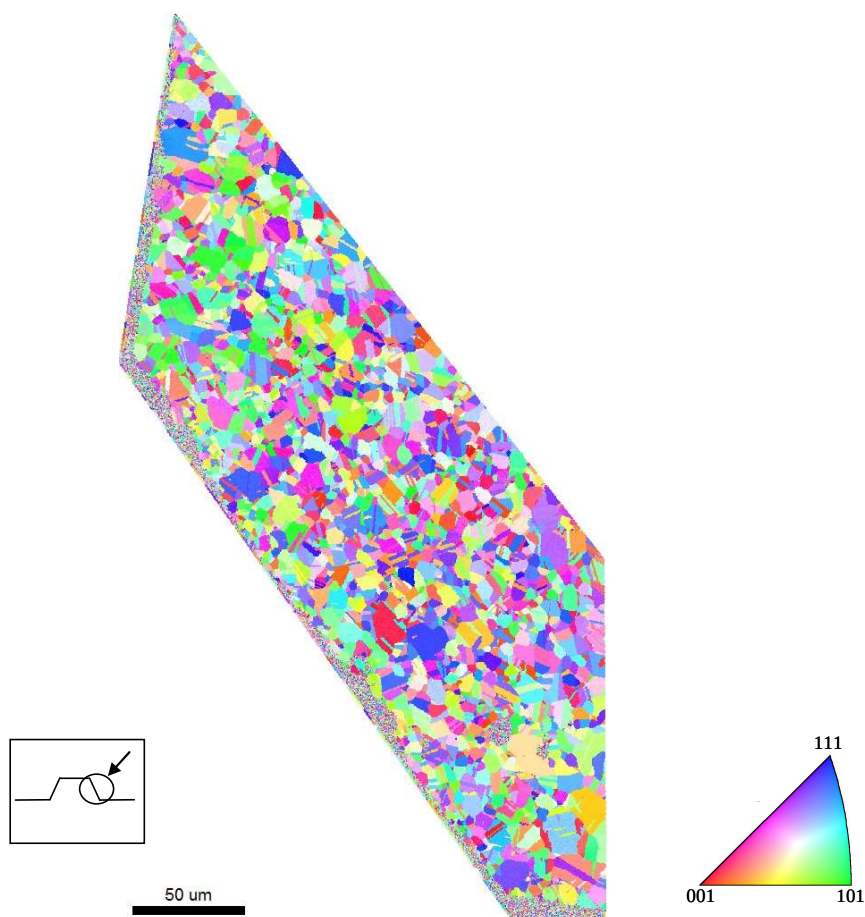


Figure D-27. Cartographie de l'orientation cristallographique sous un choc introduit avant le traitement thermique.

L'influence de la présence d'une WEL sur l'amorçage de fissure à partir des anomalies de type choc est également visible sur les analyses fractographiques des surfaces de rupture. En effet, la figure D-28 montre qu'en présence d'une WEL, une zone lisse est présente en tout

début de propagation alors que sur les surfaces de rupture des chocs introduits avant le traitement thermique, l'amorçage et les premiers stades de propagation se produisent dans une microstructure saine.

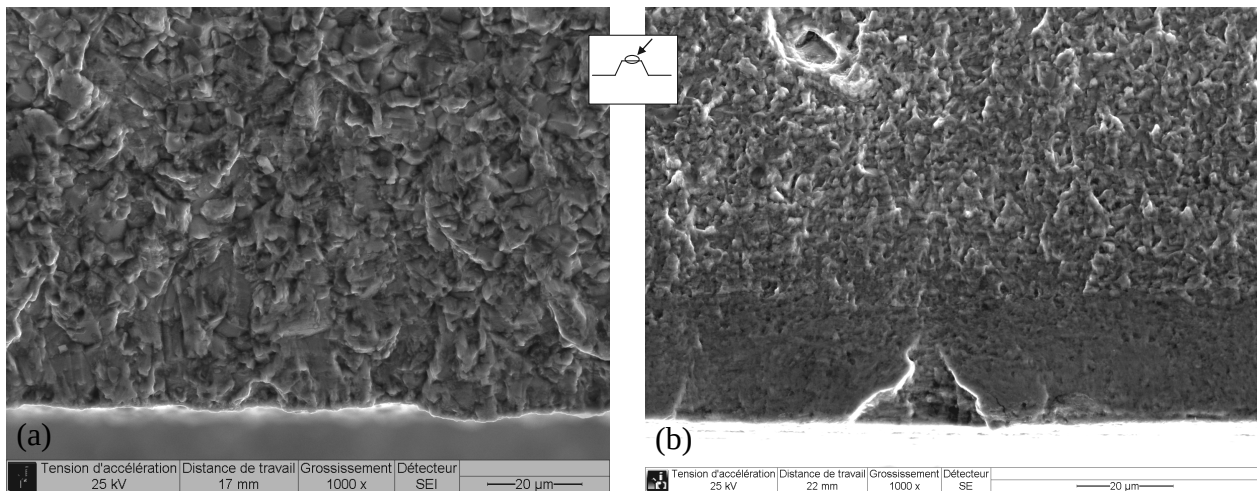


Figure D-28. Comparaison des faciès de rupture au fond des chocs dans le cas où l'anomalie a été introduite avant (a) et après (b) le traitement thermique.

Finalement, les essais menés pour caractériser l'influence du procédé d'introduction sur le comportement en fatigue des anomalies de surface permettent non seulement de confirmer l'influence des contraintes résiduelles sur la durée de vie, mais également de constater l'effet de l'état microstructural initial et de la concentration de contraintes sur l'amorçage. Dans la configuration étudiée, c'est-à-dire avec les tailles d'anomalies et les conditions de sollicitations fixées, la part de l'amorçage dans la durée de vie totale est faible. Cependant, on peut penser que pour des anomalies de plus petites profondeurs, ou présentant une morphologie plus douce, ou encore pour des sollicitations moins importantes, la modélisation de la durée de vie à l'amorçage des anomalies de surface sera nécessaire. L'analyse des paramètres contrôlant le comportement à l'amorçage des rayures et des chocs s'avère donc particulièrement importante. Les travaux menés ici ont permis de confirmer qu'une compétition entre la morphologie des anomalies et leur procédé d'introduction existe dans la phase d'amorçage. La morphologie contrôle la concentration de contraintes en fond d'anomalie. Le procédé d'introduction crée des contraintes résiduelles et impacte l'état microstructural initial. Les résultats ont révélé que ces paramètres ont une influence importante sur l'amorçage de fissures à partir de rayures et de chocs. Ainsi, les contraintes résiduelles ralentissent l'amorçage pour les anomalies de type rayure alors que l'état microstructural initial contribue à l'accélérer pour les anomalies de type choc. Etudier l'influence de ces paramètres dans d'autres conditions de sollicitation et pour d'autres géométries et procédés d'introduction apparaît être une perspective importante de la thèse. En effet, les morphologies réelles et les procédés d'introduction des anomalies de surface présentes dans les pièces d'un moteur d'avion sont très variées et peuvent donc engendrer des comportements différents à l'amorçage.

D.2.1.7. Influence du traitement thermique sur la propagation

Les mesures électriques de différence de potentiel nous permettent d'évaluer l'influence du traitement thermique sur les vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayures et de chocs. Les figures D-29 et D-30 présentent la comparaison des vitesses de propagation pour des anomalies de type rayures et chocs qui ont été introduites avant et après le traitement thermique.

On constate sur la figure D-29 que les rayures introduites avant le traitement thermique conduisent à une propagation de fissure non ralentie par rapport à la vitesse de référence des fissures longues. Cela explique la différence de durée de vie entre les rayures introduites avant et après le traitement thermique. En effet, une fois qu'une fissure a amorcé à partir de ce type d'anomalie, elle est ralentie dans les premiers stades de la propagation du fait de la présence de contraintes résiduelles. Lorsque ces dernières sont relaxées, la fissure progresse plus rapidement et la durée de vie est plus faible. Le traitement thermique confirme ainsi que les contraintes résiduelles sont responsables du ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades de la fissuration. Ce paramètre, induit par le procédé d'introduction, contrôle donc la durée de vie des anomalies de type rayure.

Le traitement thermique a également une influence sur le comportement en propagation des anomalies de type choc. On peut observer sur la figure D-30 que les fissures s'amorçant à partir d'un choc introduit avant le traitement thermique sont moins ralenties que celles s'amorçant à partir d'un choc introduit après le traitement thermique. Ainsi, un palier où la vitesse de propagation est ralentie et stable existe toujours, mais la vitesse y est plus élevée que dans le palier de vitesse des chocs introduits après traitement thermique. Ce palier concerne aussi un domaine de fissuration plus court : le palier se termine pour une profondeur de fissure de 600 μm en moyenne contre 700 μm pour une introduction des chocs après traitement thermique. On retrouve également une vitesse de propagation semblable à celle de référence des fissures longues plus tôt : pour une profondeur d'environ 1,5 mm. Le traitement thermique a donc permis de relaxer au moins une partie des contraintes résiduelles. En effet, étant donné que le ralentissement de la vitesse de propagation concerne toujours une profondeur plus importante que la taille impactée par la concentration de contrainte et l'écroutissage, on peut légitimement penser qu'il reste des contraintes résiduelles. Il serait intéressant de vérifier, par des mesures expérimentales précises, la présence de contraintes résiduelles sous un choc introduit avant le traitement thermique.

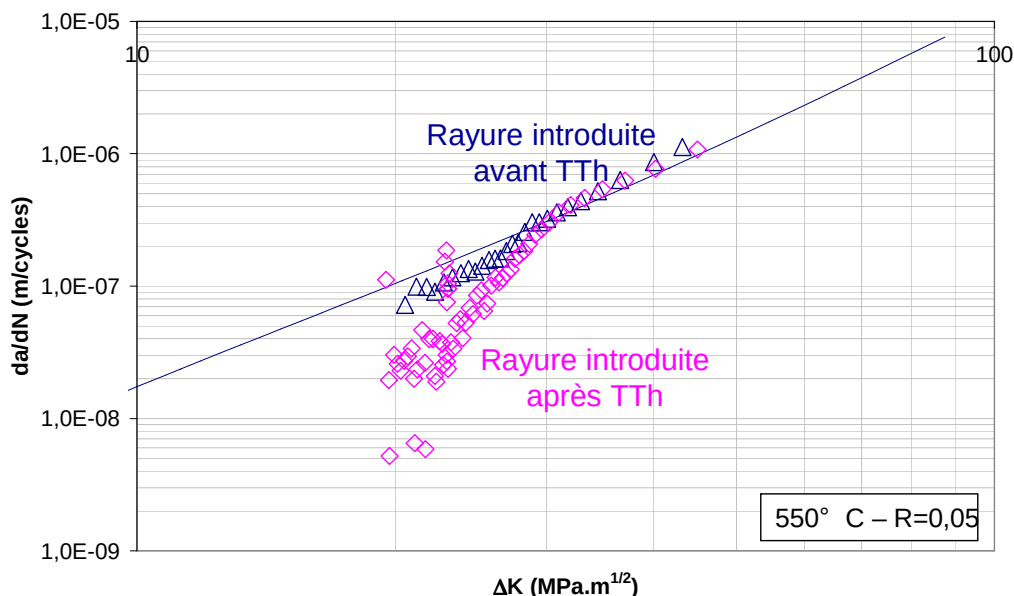


Figure D-29. Comparaison des vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayures introduites avant et après le traitement thermique.

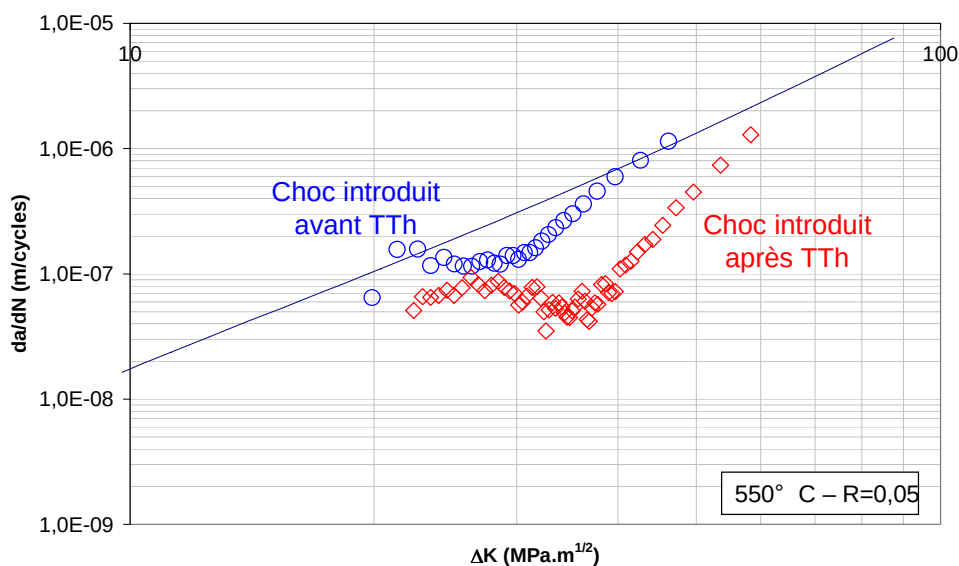


Figure D-30. Comparaison des vitesses de propagation des fissures s'amorçant à partir de chocs introduits avant et après le traitement thermique.

L'utilisation du traitement thermique démontre que le procédé d'introduction des anomalies de surface génère des contraintes résiduelles qui contrôlent leur durée de vie en fatigue. Les scénarios de propagation sont également influencés par le traitement thermique. En effet, comme le présente la figure D-31, les fissures s'amorçant à partir d'anomalies de type rayure et choc introduites avant le traitement thermique se créent au fond des anomalies et se propagent suivant un front de fissure semi elliptique régulier. Ce résultat confirme que les contraintes résiduelles sont responsables de la forme particulière des fronts de fissures observés, notamment pour les anomalies de type choc.

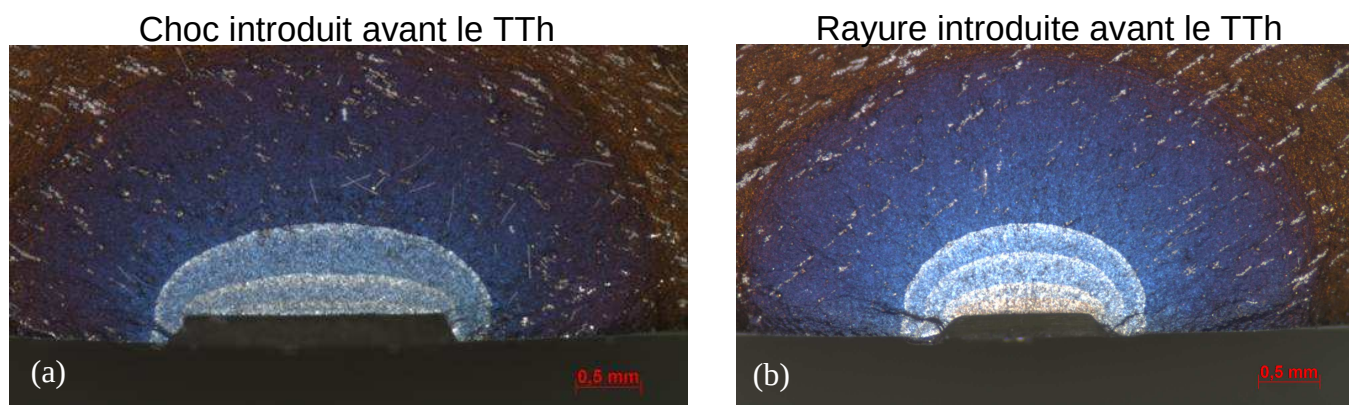


Figure D-31. Faciès de rupture d'anomalie de type choc (a) et rayure (b) introduite avant le traitement thermique.

L'effet du procédé d'introduction des anomalies a pu être caractérisé par l'utilisation d'un traitement thermique pour relaxer les contraintes résiduelles. Ce traitement thermique a permis de démontrer clairement que les contraintes résiduelles sont responsables du ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades de la propagation. Elles contrôlent ainsi la durée de vie des rayures et des chocs. Nous avons également observé leur impact sur l'évolution de la forme du front de fissure et la compétition existante avec la concentration de contrainte et l'état microstructural initial pour la partie amorçage. Les

schémas des figures D-32 et D-33 synthétisent ces résultats. Ces figures soulignent l'importance d'orienter la suite du travail sur l'évaluation du champ de contraintes résiduelles. En effet, après avoir démontré leur influence, il est nécessaire de caractériser par des méthodes expérimentales ou numériques le champ de contraintes résiduelles de manière à proposer une modélisation de la durée de vie prenant en compte leur présence. Avant cela, nous décrirons les autres essais qui ont été mis en place au cours de cette étude dans le but de caractériser l'effet des contraintes résiduelles.

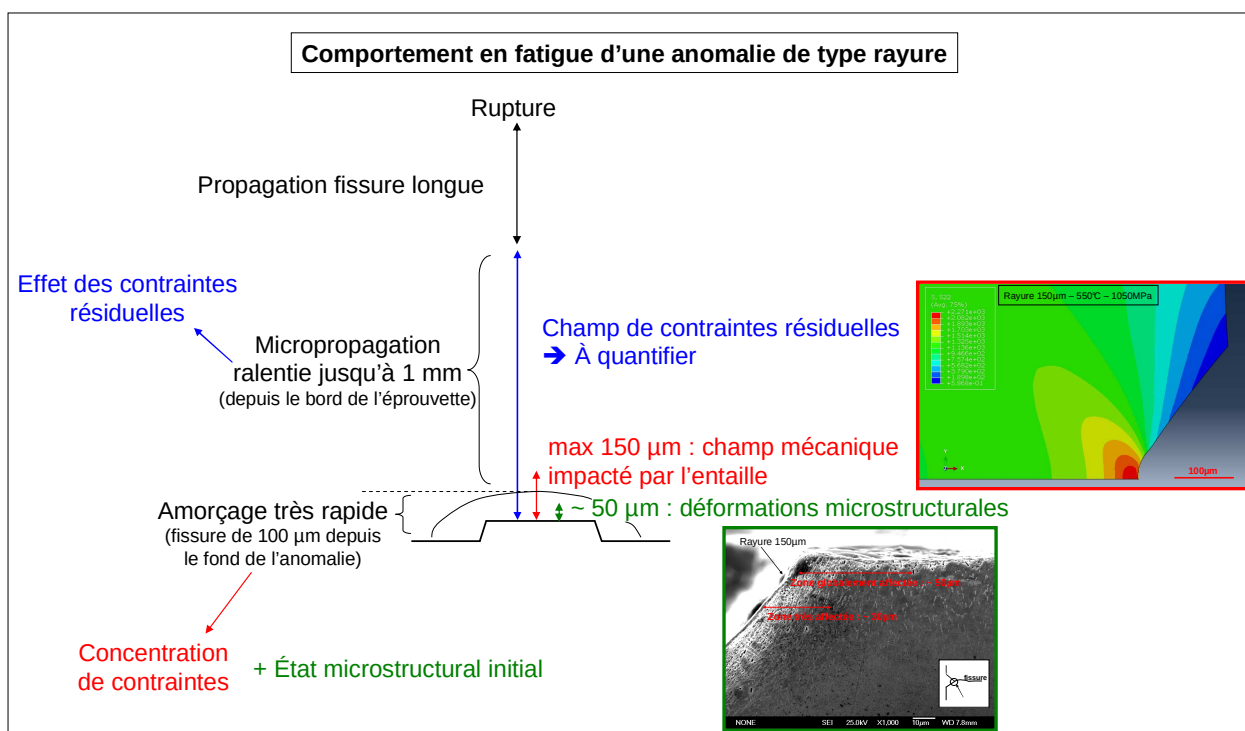


Figure D-32. Synthèse du comportement en fatigue d'une anomalie de type rayure.

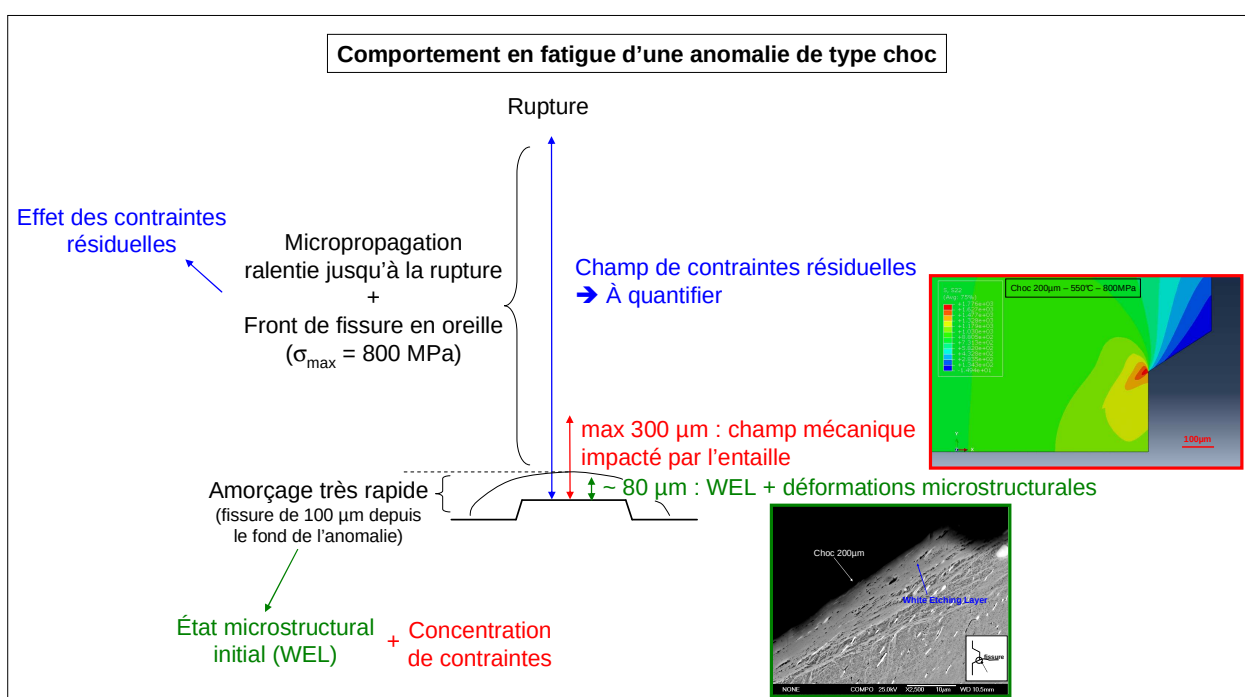


Figure D-33. Synthèse du comportement en fatigue d'une anomalie de type choc.

D.2.2. Autres essais de caractérisation

D.2.2.1. Compression avant essai de fatigue

D'autres types d'essais ont été développés pour tenter de caractériser l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des anomalies de surface. L'utilisation du traitement thermique a conduit à une relaxation des contraintes résiduelles mais il a modifié la microstructure du matériau. Dans l'objectif de réduire voire d'inverser les contraintes résiduelles tout en conservant le matériau de l'étude, nous avons introduit une étape de mise en compression des éprouvettes avant de réaliser l'essai de fatigue. Ce type d'essai nous a été suggéré par André Pineau et a pour but de diminuer l'amplitude des contraintes résiduelles de compression, voire d'engendrer des contraintes résiduelles de traction au fond des anomalies. En effet, en imposant une charge de compression de manière à rester dans le domaine élastique du matériau, la concentration de contrainte en fond d'entaille engendrera des déformations plastiques qui pourraient mener, lors du retour élastique, à la création de contraintes résiduelles de traction.

La principale difficulté dans la réalisation de ce type d'essai a consisté à éviter d'entrer dans le domaine de flambage de l'éprouvette. En effet, les calculs théoriques, présentés en annexe, de la charge critique de flambage pour les éprouvettes utilisées et à température ambiante montrent que celle-ci est atteinte pour une contrainte d'environ 1060 MPa dans la section de l'éprouvette. Nous avons pu vérifier expérimentalement cette valeur. Elle est très inférieure à la limite d'élasticité en compression de l'Inconel 718DA à température ambiante qui est estimée 1335 MPa en supposant qu'elle est égale à la limite d'élasticité en traction. Cette limite ne nous permet donc pas d'imposer une charge de compression très importante. Ainsi, nous avons réalisé des mises en compression à une contrainte de -900 MPa sur des anomalies de type rayure et choc à température ambiante avant d'effectuer l'essai de fatigue. Au total, 6 éprouvettes ont été testées avec cette méthodologie. Deux éprouvettes contenaient des rayures de 150 μm pour l'une, et des chocs de 200 μm pour l'autre, dans l'Inconel 718DA. Les 4 autres éprouvettes concernaient le matériau traité thermiquement et possédaient des rayures de 150 μm ou des chocs de 200 μm introduits avant ou après le traitement thermique. Le tableau D-6 récapitule les résultats obtenus sur ces essais qui ont tous été réalisés, après la mise en compression, à une température de 550°C et pour une contrainte maximale de 800 MPa et un rapport de charge de 0,05.

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (μm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
Mise en compression à -900MPa à 20°C avant l'essai de fatigue								
550	PA541648	3B5	rayure 718DA	150	800	0,05	17400	Rompé côté A
550	PA541648	6B3	rayure après TTh	150	800	0,05	12710	Rompé côté B
550	PA541648	6D2	rayure avant TTh	150	800	0,05	7610	Rompé côté B
550	PA541648	2FC	choc 718DA	200	800	0,05	21032	Rompé côté A
550	PA541648	2B2	choc après TTh	200	800	0,05	16207	Rompé côté B
550	PA541648	6F4	choc avant TTh	200	800	0,05	9054	Rompé côté B

Tableau D-6. Récapitulatif des conditions de sollicitations et des durées de vie obtenues pour les essais ayant subi une compression à -900 MPa à température ambiante avant l'essai de fatigue.

Les résultats de ces essais ne montrent pas de différences nettes sur les durées de vie en fatigue par rapport aux résultats d'essais sans mise en compression préalable. En effet, comme le présente la figure D-34, les durées de vie totales des éprouvettes sont similaires et semblent indépendantes de la réalisation de la mise en compression avant l'essai de fatigue. Le graphique de la figure D-34 rapporte les résultats sur le matériau traité thermiquement mais on précise que les conclusions énoncées sont également valables pour l'Inconel 718DA.

Nous avons également vérifié que la réalisation de la compression avant l'essai de fatigue ne modifie pas non plus, ni la durée de vie à l'amorçage, ni la vitesse de propagation. Ainsi, les scénarios de propagation définis sur ces types d'anomalies de surface n'apparaissent pas modifiés, comme on peut l'observer sur la figure D-35. Finalement, il semble que la mise en compression avant l'essai de fatigue n'a pas engendré de différence sur le comportement en fatigue des rayures et des chocs. Cette constatation est valable lorsque ces anomalies sont entourées de contraintes résiduelles de compression mais également lorsque celles-ci ont été relaxées par un traitement thermique.

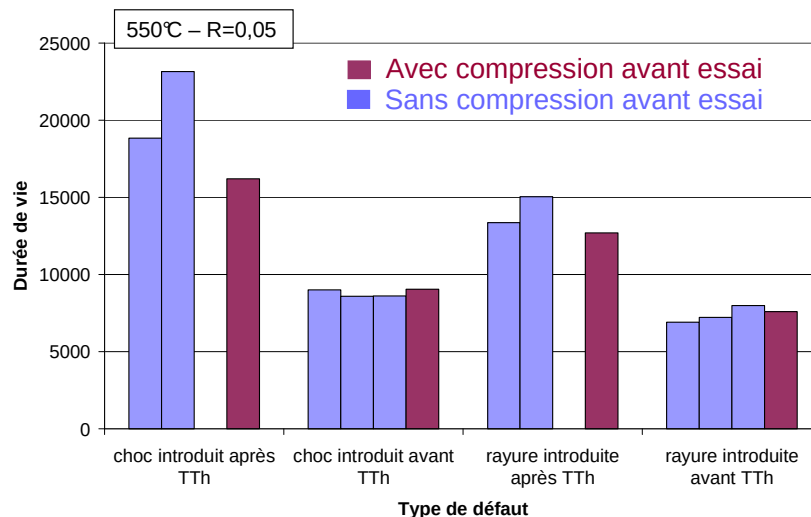
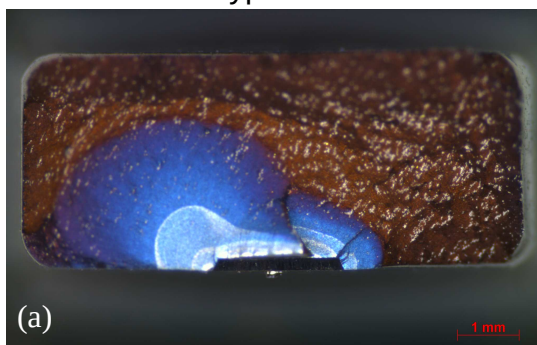


Figure D-34. Comparaison de la durée de vie totale des essais ayant subi ou non la mise en compression avant l'essai de fatigue.

Anomalie de type choc sur 718DA



Anomalie de type rayure sur 718DA

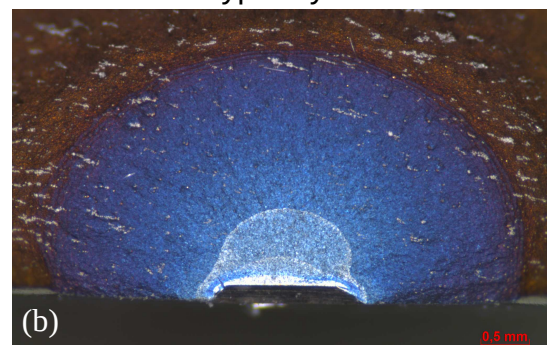


Figure D-35. Faciès de rupture d'un choc (a) et d'une rayure (b) ayant subi une mise en compression avant l'essai de fatigue.

De manière à analyser plus finement les résultats de ces essais et tenter de comprendre pourquoi ils ne se sont pas avérés efficaces pour caractériser l'effet des contraintes résiduelles, des simulations numériques de l'étape de compression ont été réalisées. Une modélisation éléments finis en deux dimensions, utilisant une loi d'écrouissage élastoplastique monotone isotrope, a été développée pour simuler le champ de contraintes résiduelles obtenu après la mise en compression. Il est important de noter que la simulation ne prend pas en compte la présence d'un champ initial de contraintes résiduelles de compression. Le résultat devrait donc permettre de visualiser le champ de contrainte au fond des anomalies lorsque la compression a été effectuée après le traitement thermique relaxant les contraintes résiduelles initiales. On précise que des éléments finis de déformation plane ont été utilisés pour le calcul

et que la taille du maillage au fond des anomalies est de 2 μm . Le profil de contrainte dans le plan de propagation suivant la direction de sollicitation et le long d'un chemin à partir du fond d'une rayure vers l'épaisseur de l'éprouvette est présenté sur la figure D-36 (a). La figure D-36 (b) présente le même type de résultat obtenu pour un choc et pour un chemin démarré du coin du choc vers l'épaisseur de l'éprouvette.

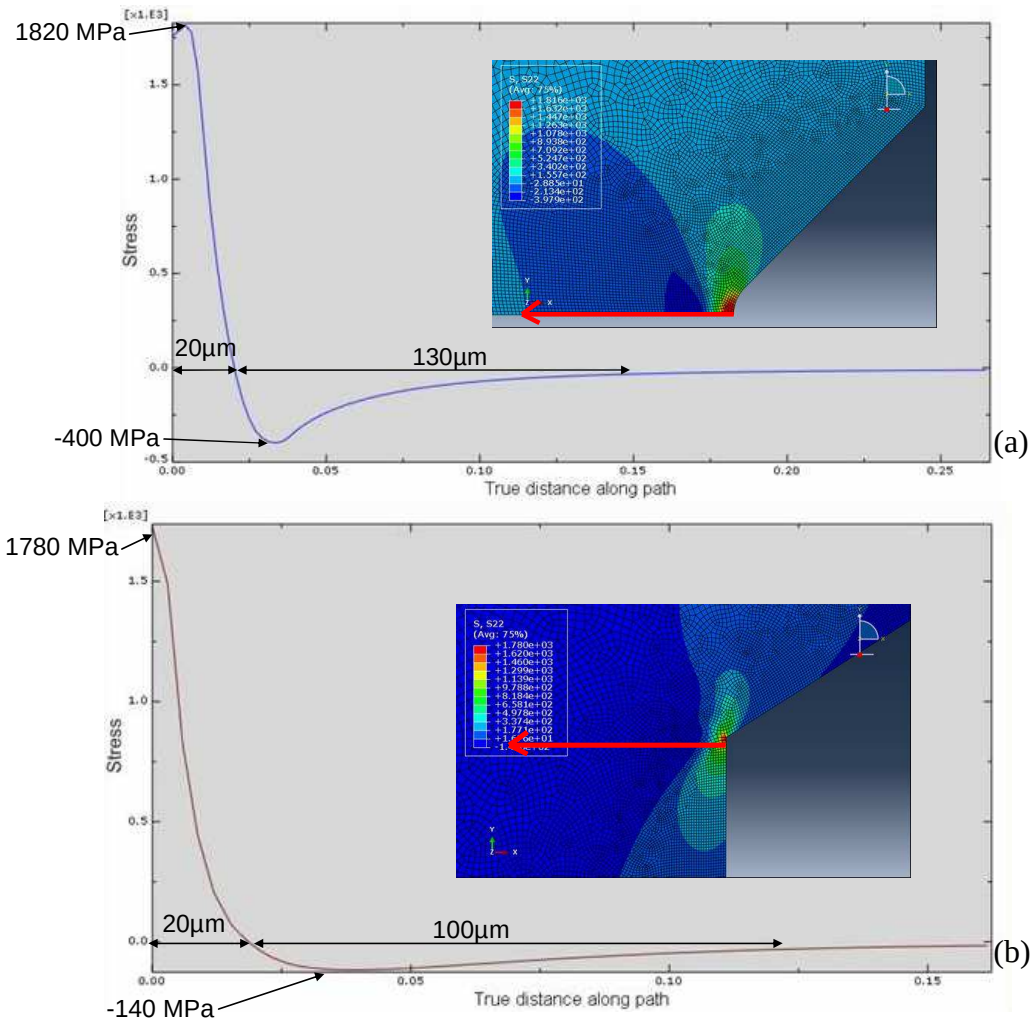


Figure D-36. Profil de contrainte obtenu par simulation éléments finis après mise en compression pour une rayure (a) et un choc (b).

Les simulations éléments finis montrent que l'effet de la mise en compression sur une rayure et un choc concerne une zone très courte en fond d'anomalie. Ainsi, pour une rayure de 150 μm , la compression à -900 MPa engendre de fortes contraintes résiduelles de traction sur une profondeur de 20 μm . Elles sont suivies par des contraintes résiduelles de compression, d'une valeur maximum de -400 MPa, jusqu'à une profondeur de 150 μm . Un profil similaire de contrainte est obtenu pour les anomalies de type choc avec des contraintes de traction importantes sur les 20 premiers micromètres après le choc, puis des contraintes de compression jusqu'à -100 MPa pour les 100 μm suivants. On constate donc que, si la mise en compression a un effet, alors celui-ci concerne uniquement les 130 à 150 premiers micromètres à partir du fond des anomalies. Cela signifie que l'effet de la mise en compression devrait principalement être visible dans la partie amorçage puisque l'on détecte l'amorçage lorsqu'une fissure de 100 μm s'est créée. Or, les mesures expérimentales ne montrent aucun impact visible de la mise en compression sur la durée de vie à l'amorçage. On

pourrait donc penser que le champ de contrainte mécanique sous l'anomalie n'est pas le paramètre prédominant contrôlant l'amorçage de fissure à partir de rayures et de chocs. Toutefois, dans le cas des anomalies introduites avant le traitement thermique, les analyses microstructurales révèlent que le traitement thermique a conduit à obtenir un état initial de la microstructure sain. Dans ce cas, on s'attend à ce que seul le champ de contrainte mécanique en fond d'anomalie influence l'amorçage de fissure. Ainsi, les modifications du champ de contrainte, engendrées par la mise en compression, ne sont peut être pas suffisantes pour influencer l'amorçage à partir de rayures et de chocs. Une autre hypothèse peut être que la redistribution des contraintes en pointe de fissure a pu annuler l'effet de la mise en compression sur le champ de contrainte en fond d'anomalie.

Telle que nous l'avons testé, cette méthode de mise en compression avant l'essai de fatigue ne s'est pas révélée efficace pour caractériser l'effet des contraintes résiduelles. On note que, de la même manière, Cormontagne [COR05] n'observe pas d'influence nette de ce type d'essai alors qu'il cherche à améliorer la limite de fatigue de l'acier 23MCD5 par une précharge en traction. Il paraît toutefois intéressant en perspective d'approfondir l'analyse des résultats et de vérifier l'impact d'une mise en compression sur l'amorçage de fissure. De manière à considérer une durée de vie à l'amorçage plus importante, et donc d'avoir une plus grande chance d'observer un éventuel effet de l'étape de mise en compression, celle-ci pourrait être effectuée sur des anomalies de plus faible profondeur. On pourrait également envisager d'effectuer ce type d'essai sur des anomalies semi elliptiques car on peut assurer que leur procédé d'introduction ne crée pas de contraintes résiduelles de compression. Une autre perspective consiste à essayer de réaliser une mise en compression en fond d'anomalie par d'autres moyens, comme par exemple en utilisant un essai de flexion de l'éprouvette au cours duquel le fond de l'anomalie serait soumis à une sollicitation de compression. Ainsi, on évite le phénomène de flambage et l'amplitude de la mise en compression pourrait s'avérer plus élevée et donc modifier le champ mécanique sur un domaine plus important en fond d'anomalie.

D.2.2.2. Introduction d'une rayure par passe de 10 μm

Une troisième technique a été testée pour caractériser l'influence du procédé d'introduction sur le comportement en fatigue des anomalies de surface. Cette technique a concerné uniquement les anomalies de type rayure. Elle a consisté à introduire ce type d'anomalie en plusieurs passes de l'outil d'une profondeur de 10 μm . Cette méthode remplace le procédé d'introduction classique de ce type d'anomalie où on effectue une seule passe de l'outil à la profondeur calibrée pour obtenir la rayure finale. En réalisant plusieurs passes successives d'une profondeur faible, on espère réduire l'intensité des contraintes résiduelles introduites sous l'anomalie. La profondeur de passe de 10 μm a été choisie car elle correspond à la plus petite profondeur que l'on peut contrôler sur la machine outil utilisée pour l'introduction des rayures.

Cette nouvelle méthodologie a été utilisée pour introduire des anomalies de type rayure sur 2 éprouvettes en Inconel 718DA. La profondeur visée des rayures était de 150 μm . Les résultats des essais menés sur ces éprouvettes sont récapitulés dans le tableau D-7.

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (μm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
Rayures introduites par plusieurs passes de l'outil de 5 à 10μm								
550	PA541648	6B2	rayure	150	800	0,05	16199	Rompé côté A
550	PA541648	6D1	rayure	150	800	0,05	11710	Rompé côté A

Tableau D-7. Résultat des essais menés sur des rayures introduites par plusieurs passes de l'outil de 10 μm .

La comparaison des ces résultats avec ceux des rayures introduites par le procédé « classique » ne révèle aucune différence notable sur la durée de vie totale, la vitesse de propagation et le scénario de propagation. En revanche, on observe une diminution de la durée de vie à l'amorçage. En effet, celle-ci est réduite d'un facteur 3 (800 cycles en moyenne au lieu de 2400 cycles). Cette réduction pourrait être expliquée par une augmentation de la concentration de contrainte en fond de rayure. En effet, la caractérisation dimensionnelle des rayures introduites par passes de 10 μm a permis de constater que leur rayon en fond d'entaille est plus fin que celui des rayures introduites en une seule passe de l'outil. Le rayon obtenu est en moyenne de 11 μm et amène à un facteur de concentration de contrainte au fond des rayures de 6,8. L'augmentation de la concentration de contrainte pourrait donc expliquer la diminution de la durée de vie à l'amorçage. Une autre explication concerne l'état microstructural initial qui peut avoir été modifié avec la nouvelle procédure d'introduction. Celui-ci n'a cependant pas été observé pour confirmer cette hypothèse. Il serait donc intéressant d'évaluer l'impact de cette procédure d'introduction sur la microstructure locale de manière à confirmer ou infirmer cette hypothèse. Ces observations permettraient également de caractériser l'état microstructural qui pourrait être le plus nocif en fatigue, notamment pour l'amorçage de fissure.

Les vitesses de propagation n'ont pas été affectées par la modification de la procédure d'introduction des rayures. Or, la présence de contraintes résiduelles est le paramètre prépondérant pour le contrôle de la vitesse de propagation des fissures s'amorçant à partir des anomalies de surface. Par conséquent, la nouvelle procédure d'introduction des rayures pourrait avoir conduit à introduire un champ de contraintes résiduelles très proche de celui créé avec la procédure « classique ». Cette hypothèse est également supportée par le fait que le scénario de propagation est inchangé par la modification de la procédure d'introduction. La réponse élastique du matériau, c'est-à-dire la création de contraintes résiduelles, est donc peu affectée par la procédure d'introduction de l'anomalie. Cette hypothèse devra être vérifiée en modifiant encore la procédure d'introduction tout en conservant la même géométrie d'anomalie. En revanche, la réponse plastique du matériau, c'est-à-dire l'écrouissage sous l'anomalie, pourrait avoir été impactée puisque la durée de vie à l'amorçage a été réduite. La vérification de cette hypothèse et la comparaison avec l'influence de l'augmentation de la concentration de contrainte s'avère être également une perspective intéressante de ce travail. Même si cette méthode s'est révélée inefficace pour caractériser l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation, elle a permis de mettre en avant des points importants à caractériser concernant l'influence du procédé d'introduction sur la réponse élastique et plastique d'un matériau.

D.2.2.3. Perspectives : autres possibilités de caractérisation

Les trois méthodes testées au cours de ce travail dans le but de caractériser l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des anomalies de surface ont été choisies principalement en raison de leur facilité de mise en œuvre. Nous avons aussi considéré que ces trois méthodes étaient les plus adaptées pour apporter des informations complémentaires quant à l'influence de la procédure d'introduction et de la morphologie des anomalies de surface sur leur comportement en fatigue. D'autres techniques auraient pu être utilisées et pourraient être envisagées dans une éventuelle poursuite de l'étude. Ainsi, des procédures de relaxation mécanique auraient pu être développées dans un but identique à celui de l'utilisation du traitement thermique, c'est-à-dire relaxer les contraintes résiduelles. On note toutefois que le traitement thermique a été efficace pour révéler l'effet des contraintes résiduelles et de l'état microstructural initial.

Dans l'objectif de modifier l'état de contrainte mécanique autour des anomalies, comme pour les essais de mise en compression, des indentations auraient pu être introduites autour des anomalies. La géométrie de l'éprouvette et la morphologie des anomalies ne pouvaient cependant pas garantir les résultats souhaités, c'est-à-dire la modification de l'état de contraintes résiduelles initial en fond d'anomalie.

Enfin, dans le but d'obtenir une même morphologie d'anomalie mais avec une procédure d'introduction différente, il aurait été envisageable d'utiliser la procédure d'introduction des chocs pour créer une anomalie de même morphologie qu'une rayure et inversement. Le champ de contraintes résiduelles et l'état microstructural initial auraient ainsi été modifiés alors que la morphologie d'anomalie aurait conduit à la même concentration de contrainte et au même champ mécanique lors du chargement.

Ces méthodologies pourraient être appliquées en perspective de ce travail pour améliorer notre compréhension de l'influence de la procédure d'introduction et de celle de la morphologie des anomalies de surface de type rayure et choc.

D.3. Détermination des champs de contraintes résiduelles

Après avoir montré que les contraintes résiduelles créées lors de l'introduction des anomalies de surface constituent le paramètre le plus influent sur la durée de vie des rayures et des chocs, il est essentiel de chercher à caractériser les champs de contraintes résiduelles de ces anomalies de surface. Ce point est notamment particulièrement important dans l'objectif de pouvoir modéliser leur effet et ainsi proposer un nouveau modèle de calcul de la durée de vie des rayures et des chocs étudiés au cours de ce travail.

D.3.1. Microdureté

L'étude de la dureté locale d'un matériau constitue une méthode classique d'estimation d'un champ de contraintes résiduelles. Zhao et al. [ZHA09] réalisent ainsi une cartographie de nanodureté autour d'une rayure pour évaluer la zone affectée par l'introduction de ce type d'anomalie. Ils déterminent des zones adoucies et durcies qui leur permettent de mieux appréhender le comportement en fatigue des rayures.

La principale difficulté dans l'utilisation de cette technique est le choix de la force à appliquer. En effet, celle-ci influence la taille de l'indentation produite. Or, de manière à ne pas être influencée par les éléments microstructuraux du matériau, il est impératif d'utiliser soit une taille suffisamment petite pour pouvoir se placer au cœur des grains, soit une taille plus importante permettant d'englober plusieurs grains dans une indentation. L'utilisation d'un appareil d'ultramicrodureté nous a permis d'introduire des indentations de type Vickers d'un diamètre de $0,7\ \mu\text{m}$ en appliquant une charge de 3 mN. Un réseau de ce type d'indentation a pu être réalisé autour d'une anomalie de type rayure. Cependant ces mesures n'ont pas pu être exploitées car il n'a pas été possible d'identifier les indentations situées au cœur des grains. En effet, l'introduction d'une indentation de cette taille peut être influencée par la présence d'éléments microstructuraux comme les joints de grains, les particules de phase δ , les carbures, ... Par conséquent, les résultats représentatifs de l'influence d'un champ de contraintes résiduelles sont uniquement ceux provenant des indentations situées au cœur des grains et donc non influencées par la présence d'éléments microstructuraux perturbateurs. Or il n'a pas été possible d'identifier la position des indentations du réseau introduit car la seule méthode efficace pour pouvoir observer la microstructure de l'Inconel 718DA est l'utilisation d'un polissage électrolytique. Cette méthode engendre un enlèvement de matière

qui enlève les indentations réalisées et il n'a donc pas été possible d'exploiter de manière fiable les résultats de ce type de mesure. On note que la réalisation du polissage électrolytique avant l'introduction des indentations d'ultramicrodureté n'apparaît pas comme une solution pertinente car le microrelief généré en surface par le polissage électrolytique perturberait les mesures.

Pour caractériser le champ de contraintes résiduelles par des mesures de dureté, nous avons donc introduit des indentations de type Vickers grâce à un appareil de microdureté. La charge appliquée de 5 N permet d'obtenir un diamètre moyen d'indentation de 45 μm . La taille moyenne des grains de notre alliage étant de 6 μm , les indentations introduites englobent en moyenne 7 à 8 grains, ce qui permet de s'affranchir de l'influence des variations locales de dureté dans les grains. Le désavantage de cette taille d'indentation est qu'elle conduit à une estimation beaucoup plus grossière du domaine affecté par l'introduction des anomalies. En effet, la distance entre deux indentations doit être d'au moins 4 fois leur diamètre dans le but d'éviter toute interaction entre elles. Nous devons ainsi respecter une distance d'au moins 180 μm entre deux indentations, ce qui conduit à une discrétisation grossière de la zone impactée sous les anomalies de surface.

Les résultats des mesures de microdureté introduites sous une rayure de 150 μm non testée en fatigue sont présentés sur la figure D-37. La coupe a été réalisée au milieu de la longueur de l'anomalie. Comme il a déjà été décrit précédemment (cf. partie D.2.1.2), deux zones se distinguent sous ce type d'anomalie. Une microdureté plus élevée que les valeurs de référence, mesurées dans une zone saine du matériau, est observée au fond et sur les côtés des arêtes de la rayure. Une microdureté égale à la valeur de référence est obtenue à une profondeur de 300 μm depuis le bord de la rayure. Les zones sur les côtés de l'anomalie ne semblent pas affectées.

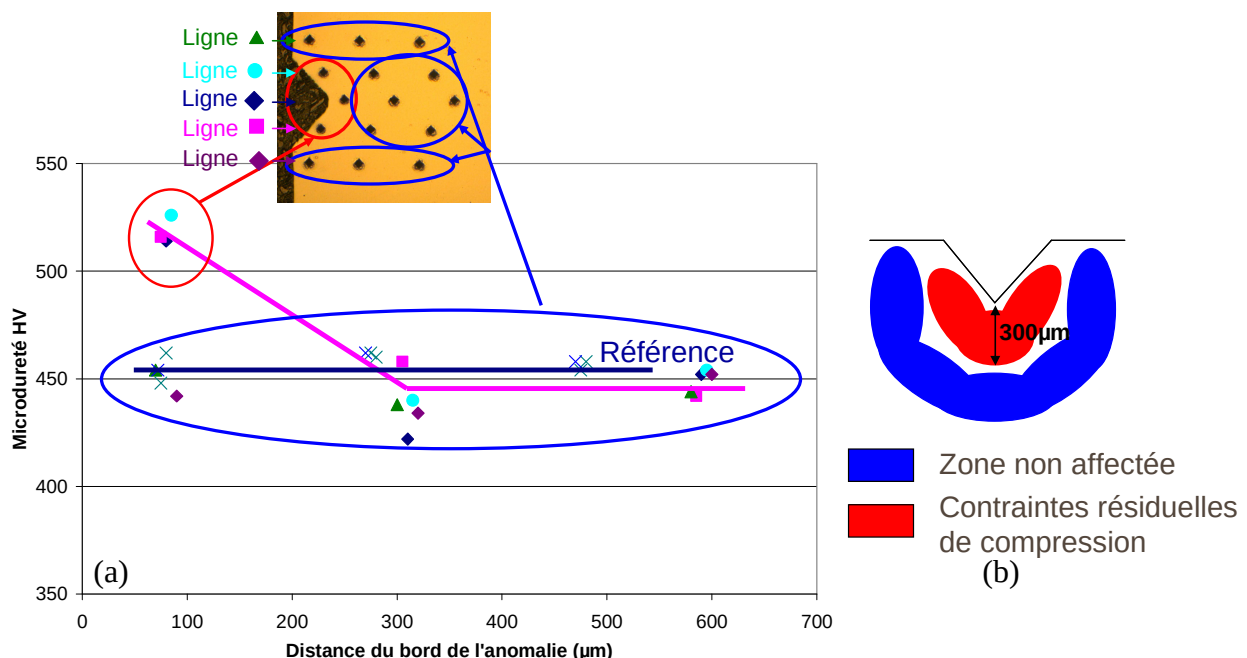


Figure D-37. Evolution des mesures de microdureté sous une rayure de 150 μm (a). Schéma de la zone affectée par la procédure d'introduction sous une rayure (b).

Les indentations présentant une dureté plus élevée sont positionnées à 80 μm du bord de la rayure. Cette distance est supérieure à la distance affectée par l'écrouissage du matériau

(cf. chapitre A). Ces mesures de dureté sont donc caractéristiques de la présence de contraintes résiduelles de compression. Le schéma de la figure D-37 (b) illustre le champ de contraintes résiduelles qui pourrait exister sous une rayure de 150 μm . La distance affectée de 300 μm devra être évaluée de manière plus précise. En effet, la discrétisation de la zone par les indentations de microdureté ne nous permet pas d'acquérir une meilleure estimation de la profondeur affectée. On remarque que cette valeur est très inférieure au domaine où l'on a observé une vitesse de propagation ralentie, c'est-à-dire environ 1 mm depuis la surface de l'éprouvette. Cela pourrait s'expliquer par le fait qu'après une profondeur de 300 μm depuis le fond de l'anomalie, des contraintes résiduelles de compression existent et contribuent au ralentissement de la vitesse de propagation mais elles ne sont pas suffisamment élevées pour influencer la mesure de microdureté. On peut également penser que les contraintes résiduelles de compression présentes jusqu'à une profondeur de 300 μm affectent la propagation même lorsque la pointe de fissure a franchi cette profondeur et se situe au-delà de cette zone. Ce résultat met en valeur la nécessité d'évaluer le champ de contraintes résiduelles avec une autre méthode.

Des mesures de microdureté ont également été réalisées sous un choc de 200 μm non testé en fatigue coupé au milieu de sa longueur. Les résultats sont présentés sur la figure D-38.

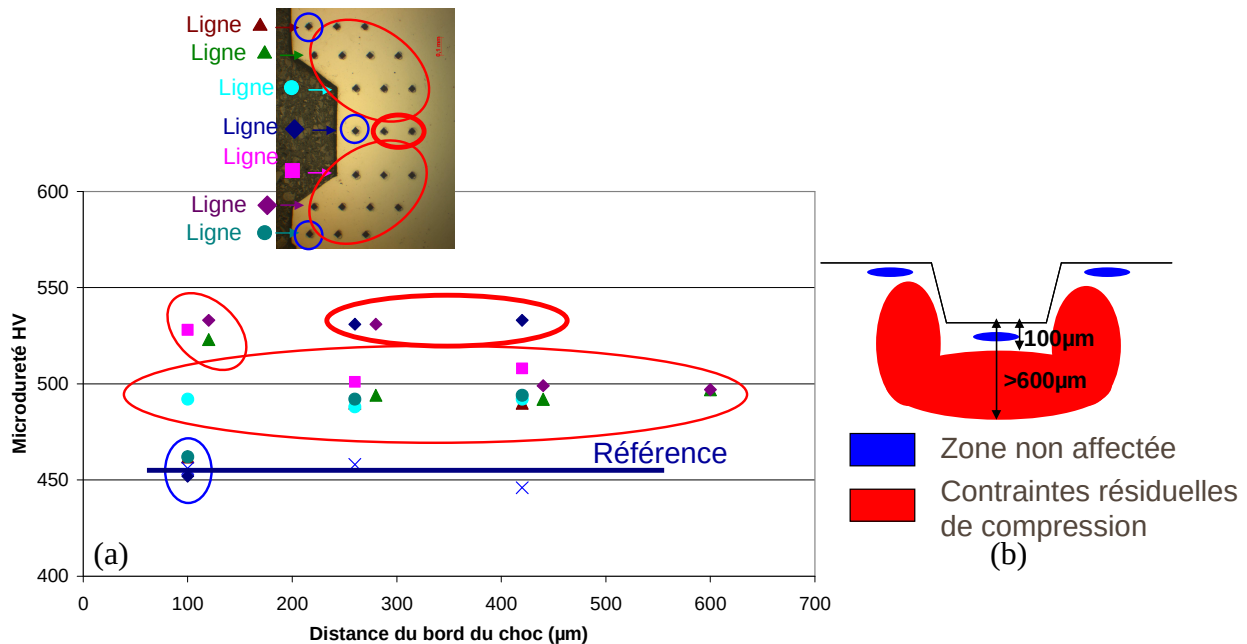


Figure D-38. Evolution des mesures de microdureté sous un choc de 200 μm (a). Schéma de la zone affectée par la procédure d'introduction sous un choc (b).

Seules trois indentations présentent une dureté comparable à celle de la référence du matériau sain. Ces indentations sont positionnées soit proche de la surface de l'éprouvette et sur les côtés du choc, soit au milieu du plat au fond du choc. D'après les valeurs de microdureté, ces zones correspondent à une zone non affectée par les contraintes résiduelles. Toutes les autres indentations résultent en une microdureté plus élevée que la référence. De la même manière que pour les rayures, ces indentations sont situées dans des zones non impactées par l'écrasement du matériau (cf. chapitre A) donc les contraintes résiduelles sont responsables de l'augmentation de la microdureté. Par conséquent, comme le schématise la figure D-38 (b), une large zone au fond du choc et sur les côtés est affectée par la présence de contraintes résiduelles de compression. On ne retrouve pas dans la zone indentée la valeur de

microdureté du matériau sain donc on ne peut pas définir précisément la taille du domaine où des contraintes résiduelles de compression existent. Une extension des mesures de microdureté serait nécessaire pour déterminer cette valeur. Les mesures effectuées permettent de conclure que ce domaine a une profondeur supérieure à 600 µm depuis le fond du choc.

Les mesures de microdureté ont permis d'évaluer la forme et la taille du champ de contraintes résiduelles sous les anomalies de type rayure et choc. Toutefois cette évaluation s'avère assez grossière et il est possible que les faibles amplitudes de contraintes résiduelles n'aient pas d'influence sur la valeur de microdureté. Ce type de mesure permet donc d'obtenir une estimation de la profondeur affectée mais ne peut pas être exploitée de manière fiable et rigoureuse. De plus, dans cette étude, la quantification des contraintes résiduelles n'a pas été possible à partir des mesures de microdureté. Certains auteurs ont développé des méthodes pour exploiter les essais de dureté et évaluer les contraintes résiduelles. Ainsi, Suresh et al. [SUR98] utilisent le rapport entre la surface de l'indentation dans la zone de contraintes résiduelles avec celle obtenue dans le matériau sain pour déterminer une valeur de contrainte résiduelle. Lee et al. [LEE04] traitent plutôt les courbes charge – déplacement des indentations et déduit les contraintes résiduelles de l'écart entre les charges maximales obtenues dans les zones contraintes et non contraintes du matériau. Cependant, ces méthodes ne sont pas toujours fiables. En effet, la réalisation de l'indentation dépend non seulement de l'état de contrainte résiduelle mais également de l'écrouissage. Celui-ci peut influencer les mesures et ainsi fausser l'évaluation de contraintes résiduelles. L'utilisation d'une autre technique est donc préférable en perspectives pour évaluer expérimentalement les contraintes résiduelles sous les anomalies de surface.

D.3.2. Calcul des contraintes résiduelles à partir des vitesses de propagation

Une autre méthode pour déterminer le champ de contraintes résiduelles consiste à supposer que les vitesses de propagation obtenues sont le résultat de la superposition du champ mécanique appliqué et du champ de contraintes résiduelles. Pour cela, on suppose qu'en tout point la vitesse de propagation suit une loi de Paris corrigée par la fonction d'ouverture d'Elber :

$$\frac{da}{dN} = C.[(a.R + b).\Delta K]^m \quad (D-1)$$

On utilise cette loi de propagation pour être cohérent avec la loi de fissuration définie dans le programme PROPAG de SNECMA. Or, la superposition du champ mécanique appliqué et du champ de contraintes résiduelles modifie la valeur du rapport de charge R. On peut donc déterminer en tout point de la propagation, la valeur du rapport de charge équivalent R_{eq} qui amène au calcul de la vitesse de fissuration déterminée expérimentalement. La valeur de la contrainte résiduelle en un point donné est ensuite calculée grâce à l'équation (D-2) suivante :

$$\sigma_{res} = \frac{R_{eq} \cdot \sigma_{max} - \sigma_{min}}{1 - R_{eq}} \quad (D-2)$$

Dans cette équation, σ_{res} représente la contrainte résiduelle et σ_{max} et σ_{min} les contraintes maximales et minimales appliquées. Cette méthodologie amène à la détermination des champs de contraintes résiduelles présentés sur la figure D-39 pour une rayure de 150 µm et un choc de 200 µm.

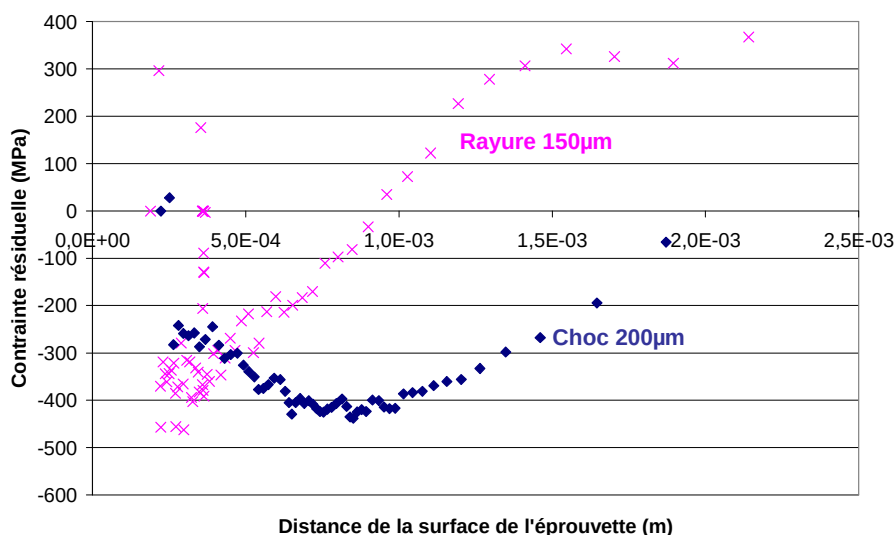


Figure D-39. Champ de contraintes résiduelles déterminé pour une rayure de 150 μm et un choc de 200 μm à partir des mesures de vitesse de propagation.

Cette méthodologie s'avère simple et rapide pour quantifier un champ de contraintes résiduelles. Cependant, sa fiabilité n'est pas satisfaisante. En effet, on a montré lors de l'analyse des résultats que l'introduction des anomalies semi elliptiques n'engendrait pas de création de contraintes résiduelles. La vitesse de propagation de fissure à partir de ce type d'anomalie est en bonne corrélation avec la vitesse de référence des fissures longues fournies par SNECMA. Or la dispersion expérimentale de la vitesse de propagation de ce type d'anomalie amène, par cette méthodologie, à la détermination d'un champ de contraintes résiduelles non négligeables comme le présente la figure D-40. On évalue ainsi des contraintes résiduelles de compression jusqu'à -200 MPa et de traction jusqu'à 350 MPa.

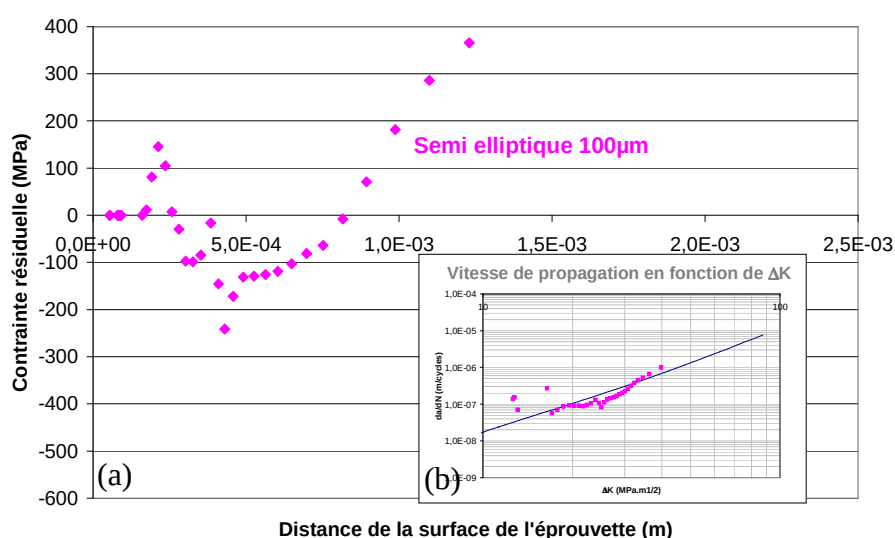


Figure D-40. Champ de contraintes résiduelles obtenu sous une anomalie de type rayure (a). Rappel de la vitesse de propagation obtenue pour cette anomalie (b).

L'utilisation des paramètres de la loi de Paris interpolée par SNECMA et ne prenant pas en compte la dispersion expérimentale des valeurs de vitesse de propagation amène à ce

type de résultat. Cette méthodologie est donc un bon moyen pour obtenir une allure du champ de contraintes résiduelles mais elle n'est pas fiable pour quantifier précisément les valeurs de ce champ.

On constate donc que les contraintes résiduelles de compression semblent maximales au fond des anomalies de type rayure puis qu'elles diminuent lorsqu'on s'éloigne de l'anomalie jusqu'à passer en traction pour une profondeur d'environ 1 mm. On peut se demander si l'intensité de ces contraintes résiduelles de traction est cohérente ou bien si elle est uniquement due à la dispersion des vitesses de propagation des fissures longues. Elle pourrait également être engendrée par la redistribution des contraintes en pointe de fissure pour les fissures longues. Ce point sera à vérifier avec une autre méthode de caractérisation des contraintes résiduelles. Ce profil de champ de contraintes résiduelles est néanmoins cohérent avec celui obtenu par les mesures de microdureté. On peut toutefois noter que la profondeur affectée obtenue est beaucoup plus importante.

Sous une anomalie de type choc, les contraintes résiduelles de compression sont maximales à 700 à 800 μm de la surface de l'éprouvette. Avant cette position elles sont plus faibles et elles diminuent également après cette position lorsque l'on s'éloigne du choc. Ce profil est cohérent avec le profil obtenu d'après les mesures de microdureté depuis un coin du choc. Ces deux techniques d'évaluation du champ de contraintes résiduelles apparaissent donc pertinentes pour estimer la forme de ce champ mais semblent insuffisantes pour quantifier les contraintes résiduelles.

D.3.3. Simulation numérique pour les chocs

La simulation numérique par éléments finis constitue un autre moyen pour évaluer le champ de contraintes résiduelles généré par l'introduction d'une anomalie de type choc. De nombreuses études sont consacrées à cette technique pour quantifier des contraintes résiduelles. Ainsi, Nowell et al. [NOW03] utilisent cette méthode pour expliquer le comportement en fatigue de chocs dus à l'impact d'un objet étranger sur une pièce. Boyce et al. [BOY01] modélisent aussi le champ de contrainte résiduelle créé lors de l'impact d'une bille propulsée par canon air comprimé. Dans cette étude, les auteurs comparent les résultats des simulations numériques quasi statiques et dynamiques aux résultats expérimentaux obtenus par diffraction des rayons X au synchrotron pour deux vitesses d'impact : 200 et 300 m.s^{-1} . Ils constatent que les champs de contraintes résiduelles présentent un profil similaire pour les deux types de modélisation : quasi statique et dynamique. La figure D-41 montre le type de champ de contraintes résiduelles obtenu dans cette étude.

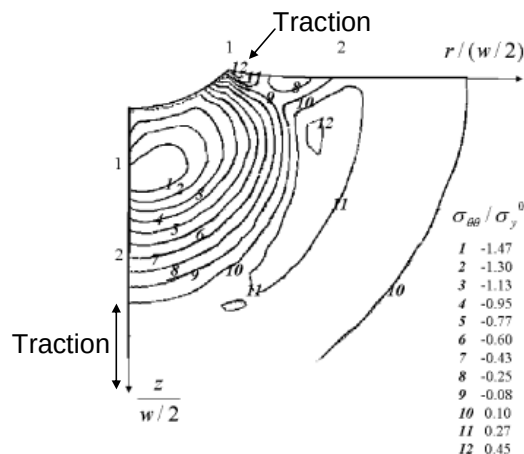


Figure D-41. Forme du champ de contraintes résiduelles obtenu par Boyce et al. par calcul éléments finis [BOY01].

Deux régions caractérisées par des contraintes résiduelles de traction apparaissent : une petite mais intense région en surface proche du cratère de l'impact et une région plus large située à environ quatre fois la profondeur du cratère sous la surface dans l'axe de l'impact. Une zone de contrainte résiduelle de compression est située directement en dessous du cratère avec un maximum de compression à environ deux fois la profondeur de l'anomalie sous l'impact. Boyce quantifie que les contraintes résiduelles de traction valent au maximum 40% de la limite d'élasticité du matériau et 150% de la limite d'élasticité en compression. La comparaison entre les deux types de modélisation et les résultats expérimentaux indique que, pour une vitesse de 200 m.s^{-1} , la modélisation quasi statique est suffisante pour obtenir des résultats satisfaisant du champ de contraintes résiduelles. En revanche, pour une vitesse d'impact de 300 m.s^{-1} , les erreurs de cette approche sont importantes. Elles sont attribuées aux effets dynamiques dépendant du temps comme la sensibilité à la vitesse de déformation ou les interactions de vagues élastiques. Cependant, l'auteur remarque que la prise en compte de ces effets dans le modèle ne suffit pas à obtenir une précision satisfaisante. Boyce et al. expliquent ce résultat par la présence d'endommagement sous le cratère comme des microfissures et des bandes de cisaillement qui n'étaient pas observées sous le choc obtenu à une vitesse d'impact de 200 m.s^{-1} .

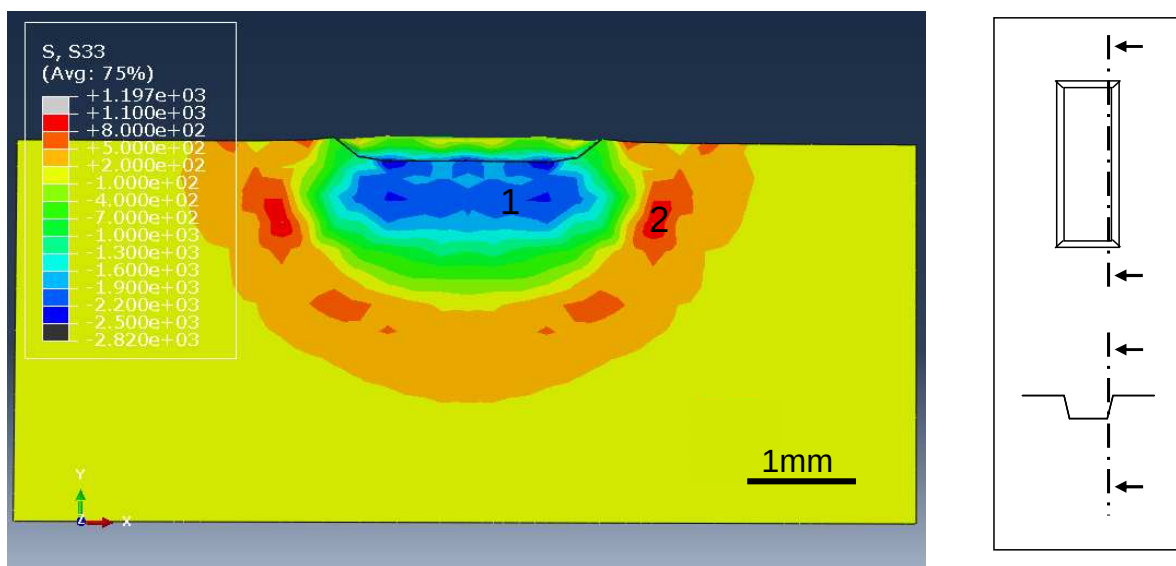
Frankel et al. [FRA12] évaluent les mêmes limites de la modélisation éléments finis pour l'évaluation des contraintes résiduelles sous un choc. Celles-ci sont en effet surestimées dans le cas où d'importants défauts microstructuraux sont observés sous le choc. Frankel et al. attribuent les mauvais résultats obtenus à la non-prise en compte des accommodations dues aux mécanismes de rupture comme la microfissuration et à la plasticité avec la présence de bandes de cisaillement. Duo et al. [DUO09] soulignent également l'importance de connaître l'influence de ces paramètres physiques sur les contraintes résiduelles dans le but d'être capable de les calculer avec la meilleure précision possible.

Dans notre étude, la vitesse maximale de la masse au moment de l'impact lors de l'introduction des anomalies de type choc peut être estimée à $3,4 \text{ m.s}^{-1}$. En effet, on peut supposer que la vitesse de la masse la plus importante sera obtenue lors de la création des chocs de $200 \text{ }\mu\text{m}$. Pour obtenir une telle anomalie, la hauteur de chute de la masse a été étalonnée à 580 mm . En ne prenant pas en compte l'effet des frottements de la masse sur le tube et en appliquant le principe fondamental de la dynamique, on calcule une vitesse au moment de l'impact de $3,4 \text{ m.s}^{-1}$. A la lumière des travaux étudiés dans la littérature, on peut

penser que cette vitesse permet d'utiliser une modélisation quasi statique de l'introduction d'un choc pour déterminer le champ de contraintes résiduelles.

Une modélisation de ce type a donc été mise en place à l'aide du logiciel de calcul par éléments finis Abaqus CAE pour évaluer le champ de contraintes résiduelles introduit lors de la création d'un choc de 200 μm . La modélisation utilisée est similaire à celle décrite par Boyce et al. [BOY01]. L'outil impactant l'éprouvette est modélisé comme un solide rigide et la partie utile de l'éprouvette comme un matériau déformable dont le comportement suit une loi élastoplastique isotrope. Cette dernière nous a été fournie par SNECMA dans le cas de l'Inconel 718DA sollicité à température ambiante. L'introduction du choc est simulée par le déplacement de l'outil jusqu'à la profondeur voulue dans l'éprouvette suivi du retrait de l'outil. Un contact « dur » entre l'outil et l'éprouvette est modélisé dans la direction normale et un frottement avec un coefficient de 0,1 est simulé pour le contact tangentiel. Ce coefficient de frottement est faible et modélise une force de frottement peu élevée. En l'absence de données fiables de ce paramètre pour notre cas d'étude, il a été choisi égal à celui utilisé dans l'étude de Boyce et al. [BOY01]. Il sera donc nécessaire en perspective de ce travail d'évaluer son influence sur le champ de contraintes résiduelles obtenu. De la même manière, une optimisation du modèle éléments finis n'a pas pu être menée au cours de cette étude et devra être conduite en perspective. Les résultats quantitatifs ne sont donc pas rigoureusement exploitables en l'état et leur précision sera à estimer en fonction de la sensibilité au maillage et de l'analyse paramétrique du modèle. La modélisation mise en place nous permet néanmoins de caractériser la forme et le profil des contraintes résiduelles de manière plus précise que les méthodes expérimentales décrites précédemment. Elle devrait également permettre de confirmer les hypothèses émises dans l'analyse des résultats quant à l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des anomalies de type choc.

Le champ de contraintes résiduelles obtenu par la modélisation éléments finis dans un plan de propagation correspondant à l'une des arêtes de la longueur du choc est présenté sur la figure D-42. Les résultats sont similaires au champ de contraintes résiduelles calculé par Boyce et al. [BOY01] sous un choc bille. Une zone, notée 1 sur la figure D-42, regroupe d'importantes contraintes résiduelles de compression sous le choc. Cette zone est entourée par des contraintes résiduelles de traction qui apparaissent maximales dans les directions des coins du choc, c'est-à-dire au niveau de la zone notée 2 sur la figure D-42.



Les profils de contraintes résiduelles suivant des chemins dans l'épaisseur de l'éprouvette depuis le milieu du fond du choc d'une part et depuis le coin du choc d'autre part sont tracés sur la figure D-43. On peut voir que depuis le milieu du fond du choc, des contraintes résiduelles de compression sont présentes jusqu'à une profondeur de 1,3 mm. Le maximum de compression est atteint à une profondeur de 400 μm depuis le fond du choc. Ensuite, des contraintes résiduelles de traction existent. En comparaison, en traçant un chemin depuis le coin du choc et suivant la direction du coin de l'anomalie, on rencontre des contraintes résiduelles de compression d'une amplitude plus faible et sur une profondeur moins importante : 550 μm . Ensuite d'importantes contraintes résiduelles de traction existent jusqu'à une profondeur d'environ 1,5 mm.

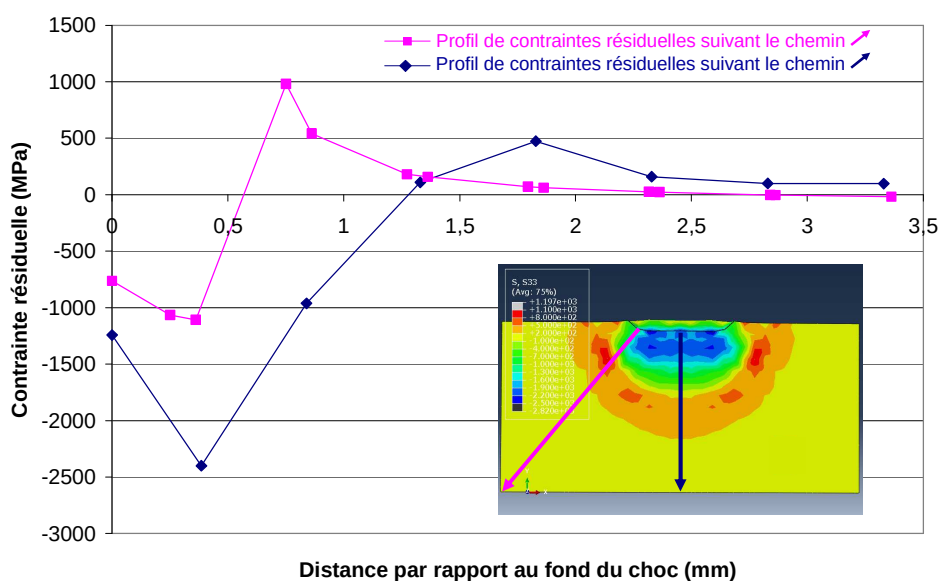


Figure D-43. Profils de contraintes résiduelles depuis le milieu (en bleu) et le coin (en rose) du choc calculés numériquement par éléments finis.

Même si les valeurs quantitatives des contraintes résiduelles déterminées par cette méthode n'ont pas pu être comparées à des mesures expérimentales pour estimer leur précision, on observe que le champ de contraintes résiduelles présent sous une anomalie de type choc permet d'expliquer son comportement en fatigue. En effet, la forme particulière des fronts de fissure « en oreille » obtenue expérimentalement peut être expliquée par la présence de contraintes résiduelles de compression moins importante dans la direction « des oreilles » du front de fissure. On confirme ce résultat en appliquant numériquement une sollicitation de traction de 800 MPa dans la partie utile modèle à la suite du calcul du champ de contraintes résiduelles généré lors de l'introduction du choc. Le nouveau champ mécanique obtenu est présenté sur la figure D-44 (a) et peut être comparé à la surface de rupture marquée thermiquement et arborant un exemple de front de fissure en oreille (figure D-44 (b)). Les profils de contrainte dans la direction du coin du choc et à partir du milieu du fond du choc dans l'axe de l'anomalie sont tracés sur la figure D-44 (c).

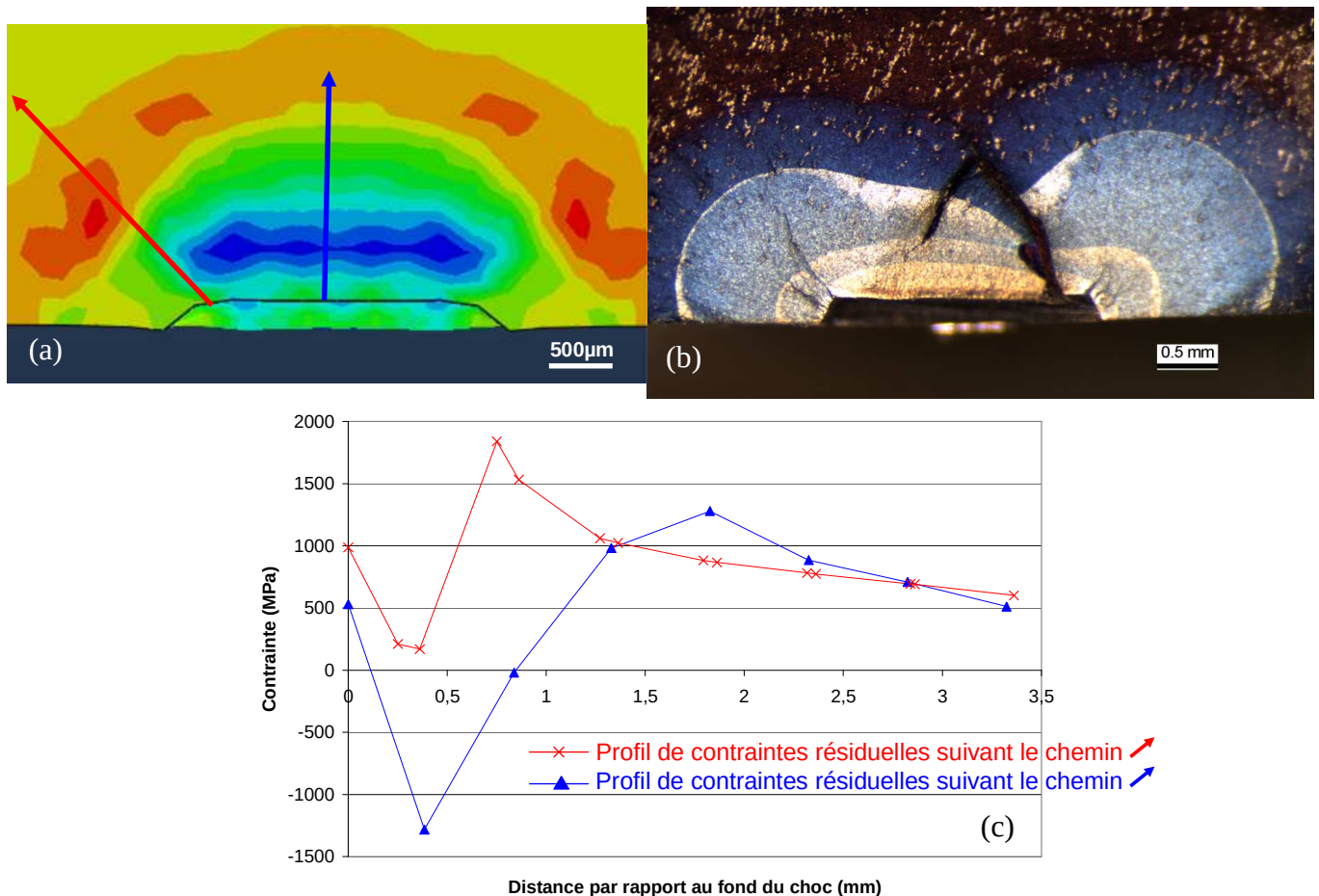


Figure D-44. Champ de contrainte mécanique autour d'un choc de 200 µm après simulation de l'introduction d'un choc de 200 µm puis application d'une sollicitation de 800 MPa (a). Surface de rupture d'un choc de 200 µm sollicité à 800 MPa et marqué thermiquement (b). Profils de contrainte dans la direction du coin du choc (rouge) et dans l'axe du choc (bleu) (c).

On remarque que le champ mécanique au fond du choc présente une contrainte en traction. La concentration de contrainte en fond d'anomalie permet donc de surmonter les contraintes résiduelles initiales de compression. Cela, en plus de la présence d'un état microstructural initial nocif en fatigue, permet d'expliquer l'amorçage initial en fond d'anomalie. Ensuite, dans l'axe du choc, des contraintes de compression sont rencontrées. Elles contribuent donc à bloquer la fissure dans cette direction. En revanche, dans la direction du coin du choc, la fissure ne rencontre pas de contrainte de compression. Elle se propage donc préférentiellement dans cette direction et forme ainsi un front de fissure « en oreille ».

La modélisation numérique par éléments finis a donc permis d'évaluer un champ de contraintes résiduelles sous une anomalie de type choc de 200 µm. La forme de ce champ peut expliquer de manière cohérente le comportement en fatigue de ce type d'anomalie. Il semble donc particulièrement important en perspective de ce travail d'améliorer la modélisation mise en place en étudiant la sensibilité au maillage et en réalisant une analyse paramétrique poussée. De cette manière, des résultats quantitatifs fiables de contraintes résiduelles pourront être obtenus et exploités dans une modélisation de la durée de vie en fatigue des chocs. Il convient toutefois de noter que le résultat de ce type de calcul est le champ de contraintes résiduelles initial. Or, du fait de la sollicitation mécanique et de la haute température lors de l'essai de fatigue, ces contraintes peuvent se relaxer. Suite à la détermination du champ de contraintes résiduelles initial, un calcul de la relaxation mécanique

des contraintes résiduelles serait possible en utilisant une loi de comportement élastoplastique cinématique non linéaire et en appliquant une sollicitation cyclique au modèle. Cette simulation amènerait au champ de contraintes résiduelles relaxées mécaniquement.

Aucune modélisation numérique n'a été développée pour déterminer le champ de contraintes résiduelles généré lors de l'introduction d'une anomalie de type rayure. En effet, le procédé d'introduction de ce type d'anomalie est complexe à modéliser numériquement. Il correspond à une première étape d'indentation lorsque l'outil pénètre dans la matière jusqu'à la profondeur voulue puis à une seconde étape d'usinage où on translate l'outil dans la matière pour créer la rayure. Cette seconde étape du processus est celle présentant le plus de difficultés à simuler numériquement car les paramètres d'usinage à maîtriser et à contrôler sont nombreux. Nous n'avons donc pas pu mettre en place une étude permettant de surmonter ces difficultés et calculer par éléments finis le champ de contraintes résiduelles sous une rayure.

D.3.4. Autres méthodes de mesure des contraintes résiduelles

Nous avons montré que la connaissance du champ de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface permet d'expliquer leur comportement en fatigue. Cette connaissance est par ailleurs nécessaire à l'établissement d'un modèle prenant en compte leurs effets. Telles qu'elles ont été utilisées, les méthodes de microdureté et de calcul à partir des vitesses de propagation n'offrent pas une précision satisfaisante pour quantifier les contraintes résiduelles. Les simulations numériques par éléments finis ne sont pas facilement accessibles pour tous les types d'anomalies et n'évaluent pas la relaxation des contraintes résiduelles. Il est donc nécessaire d'envisager d'utiliser d'autres méthodes pour évaluer le champ de contraintes résiduelles sous une anomalie de surface après leur introduction d'une part, et suite à une éventuelle relaxation lors de l'essai de fatigue d'autre part. Nous nous proposons ici de recenser, de manière non exhaustive, quelques techniques qui pourraient permettre de réaliser ces mesures.

Des techniques expérimentales destructives existent pour mesurer des contraintes résiduelles. La méthode du contour a notamment été présentée par Prime [PRI01]. Le principe est de découper une pièce par électroérosion et de mesurer le profil des déplacements dans le plan de coupe. On suppose alors que ces déplacements sont générés par les contraintes résiduelles qui se relaxent dans le plan créé. Il est ensuite possible de déterminer les contraintes résiduelles en réalisant une simulation éléments finis où l'on applique les mêmes déformations que celles mesurées expérimentalement dans le plan. Le résultat du calcul évalue ainsi les contraintes responsables de ces déformations. Cette technique permet d'estimer des contraintes résiduelles dans n'importe quelle direction. L'inconvénient est qu'elle est destructive et que sa précision peut être affectée par une relaxation des contraintes résiduelles lors de la découpe ou par l'introduction de nouvelles contraintes résiduelles suivant les conditions d'usinage. Une autre méthode destructive de mesure de contraintes résiduelles est la technique de perçage incrémental. Cette technique a notamment été décrite par Farrahi et al. [FAR06] et utilise un principe similaire à la méthode du contour. Elle consiste en effet à mesurer les déformations en surface générées par la relaxation des contraintes résiduelles lors du perçage incrémental d'un trou. Les déformations mesurées sont ensuite converties en contraintes résiduelles. Farrahi et al. remettent néanmoins en cause la fiabilité de cette technique. De plus, elle utilise une hypothèse forte en supposant que les contraintes résiduelles sont uniformes dans la profondeur. Ces techniques de mesures

expérimentales de contraintes résiduelles ne semblent donc pas adaptées à la réalisation de mesures fiables et précises du champ de contraintes résiduelles sous une anomalie de surface.

La méthode expérimentale qui pourrait permettre ce type de mesure est la technique de diffraction des rayons X. Pour les matériaux cristallins, dont les atomes s'organisent en plan réticulaires, cette technique permet de mesurer les contraintes résiduelles en se basant sur la variation des distances interréticulaires d_{hkl} d'une famille de plans $\{hkl\}$. En effet, ces distances varient en fonction des contraintes exercées sur le matériau et donc également en présence de contraintes résiduelles. En faisant varier l'angle entre la normale à la surface du matériau et la normale aux plans diffractants $\{hkl\}$, il est possible de mesurer la dilatation ou la contraction au sein d'un matériau polycristallin et d'en déduire les contraintes résiduelles. Cette technique est notamment décrite en détail par Fitzpatrick et al. [FIT05]. On note que les appareils de mesure « de laboratoire » ne semblent pas permettre d'évaluer avec une résolution satisfaisante le fort gradient de contraintes résiduelles présent sous les anomalies de surface. Cependant, une utilisation du rayonnement synchrotron est une perspective intéressante. En effet, cette source de rayons X est basée sur l'émission d'ondes électromagnétiques obtenues en déviant un faisceau d'électrons de leur trajectoire initiale. Ces électrons possèdent une haute énergie qui permet d'obtenir une résolution beaucoup plus importante que celle obtenue à partir d'un rayonnement X d'appareil « de laboratoire ». Ce type de rayonnement est notamment utilisé par Khan et al. [KHA11] pour évaluer le champ de contraintes résiduelles présent sous une rayure. Dans le but d'acquérir une connaissance quantitative des contraintes résiduelles introduites sous les anomalies de surface et ainsi pouvoir modéliser leur effet en fatigue, leur évaluation par diffraction des rayons X au synchrotron semble être la technique la plus adaptée.

D.4. Modélisation de la durée de vie

Au cours de cette étude, nous avons montré que la durée de vie en fatigue des anomalies de surface de type rayure et choc est principalement contrôlée par l'effet des contraintes résiduelles dans les premiers stades de la propagation de fissure. Dans le but de prédire la durée de vie de ces types d'anomalies, il est donc nécessaire d'établir un modèle permettant de prendre en compte ce phénomène physique. Un tel modèle n'a pas pu être développé au cours du travail mené ici, cependant, nous nous proposons de recenser les pistes proposées dans la littérature pour prendre en compte cet effet. Les différentes méthodes étudiées pourront servir de base dans le choix d'une stratégie de modélisation et dans l'élaboration du modèle de calcul.

La méthode la plus couramment utilisée pour prendre en compte l'effet des contraintes résiduelles en fatigue est la technique de superposition. Elle consiste à ajouter le champ de contraintes résiduelles au champ mécanique appliqué pour la détermination du facteur d'intensité de contrainte K . L'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ n'est pas affectée par cette superposition de champs de contraintes et seul le rapport de charge R évolue. On peut alors chercher à corrélérer la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK et du rapport de charge R :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (D-3)$$

Cette technique peut ensuite être utilisée sous différentes formes. Ainsi, Nelson [NEL82] et Parker [PAR82] rajoutent à cette superposition la prise en compte d'un effet de fermeture de fissure en modélisant les valeurs négatives du facteur d'intensité de contrainte K

à 0. On peut également citer Vasudevan et al. [VAS94-95] qui corrélient plutôt la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude ΔK et de la valeur maximale $K_{\max}$ du facteur d'intensité de contrainte.

L'avantage de ces techniques de superposition est la simplicité de leur mise en œuvre. Cependant, leur application implique la connaissance de la relaxation du champ de contraintes résiduelles. En effet, du fait des hautes températures d'essais et des sollicitations mécaniques, les contraintes résiduelles peuvent se relaxer et donc avoir un effet moins important que le champ initial. Idéalement, l'utilisation de la technique de superposition nécessite la connaissance du champ de contraintes résiduelles après les éventuels effets de relaxation thermomécanique. Des auteurs, comme Lam et al. [LAM89], Kiciak et al. [KIC96], ou Lee et al. [LEE98], ont également souligné un autre inconvénient de cette technique. Ils critiquent le fait qu'elle ne prend pas en compte la redistribution de contrainte qui a lieu lorsque la fissure pénètre dans le champ de contraintes résiduelles. Bueckner [BUE58] et Heaton [HEA76] ont démontré mathématiquement que cet argument n'est pas valable lorsque l'on utilise un matériau linéaire élastique. Cependant, pour toute existence d'une déformation plastique, une redistribution des contraintes résiduelles peut s'opérer et affecter la déformation en pointe de fissure. Il paraît donc important de vérifier si une redistribution importante des contraintes résiduelles en pointe de fissure a lieu lors de la propagation.

Comme alternative aux méthodes de superposition, LaRue et al. [LAR07] proposent d'utiliser un facteur d'intensité de contraintes effectif, comme il a été introduit par Elber [ELB71], de manière à prendre en compte la fermeture de fissure dans des zones plastifiées. Il s'agit alors de déterminer le niveau K_0 du facteur d'intensité de contrainte correspondant à l'ouverture de la fissure. Pour évaluer ce paramètre, LaRue et al. développent un modèle éléments finis élastoplastique prenant en compte la relaxation mécanique d'un champ de contraintes résiduelles initial et la redistribution de contrainte en pointe de fissure dans une éprouvette entaillée. Leurs résultats concernant l'évolution de ce paramètre en fonction de la longueur de la fissure sont présentés sur la figure D-45.

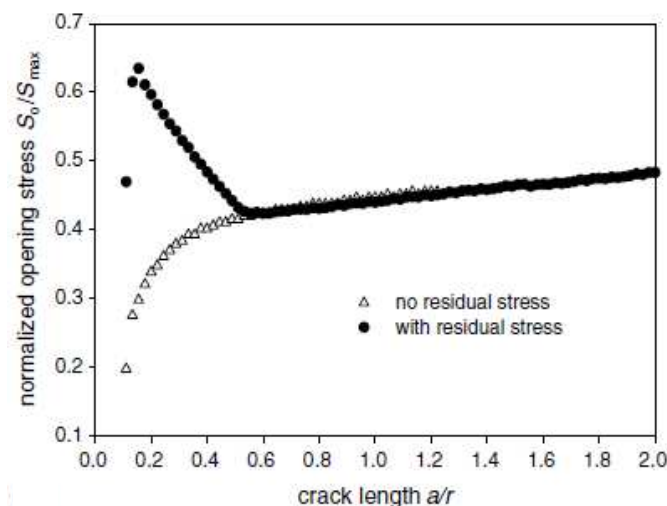


Figure D-45. Résultat du calcul de l'évolution de la contrainte d'ouverture de fissure d'après LaRue [LAR07].

LaRue et al. montrent que la contrainte d'ouverture connaît une forte augmentation en début de propagation puis une diminution régulière avant de ne plus être affectée par les contraintes résiduelles et de suivre un comportement « classique » au cours duquel elle

augmente lentement. Les auteurs associent ensuite l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif ainsi déterminé à des lois de fissuration expérimentales pour déterminer l'évolution de la propagation et la durée de vie. Les résultats de prédiction de la durée de vie obtenus avec cette technique sont présentés sur la figure D-46 et sont comparés avec la méthode de superposition. Ces résultats démontrent que l'analyse élastoplastique par éléments finis fournit une meilleure précision que la méthode de superposition. Néanmoins, il apparaît que la durée de vie obtenue est fortement dépendante de la relation utilisée entre la vitesse de fissuration da/dN et l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} .

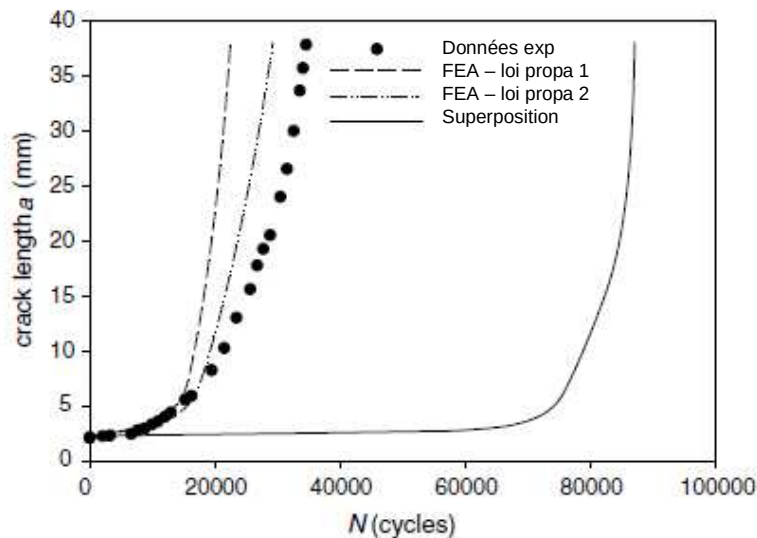


Figure D-46. Résultats de prédiction de la durée de vie d'après l'analyse éléments finis (FEA) menée par LaRue et al. [LAR07].

Bien que cette méthode semble complexe à mettre en œuvre, elle apparaît comme une alternative crédible aux méthodes de superposition dans le but de prendre en compte l'effet des contraintes résiduelles de manière complète, c'est-à-dire avec relaxation et redistribution des contraintes en fatigue. Une autre méthode de prédiction de la durée de vie consiste à déterminer le comportement en propagation d'une fissure évoluant dans un champ de contrainte complexe. Pommier et al. [POM99] ont ainsi développé un jeu d'équations empiriques permettant de calculer le facteur d'intensité des contraintes d'une fissure semi elliptique dans un corps semi infini soumis à un champ de contrainte complexe. Cette configuration géométrique est présentée sur la figure D-47. Le modèle de Pommier et al. est valable pour un champ de contrainte défini par une série de polynôme du 3^{ème} ordre dépendant des coordonnées du plan de fissure de la forme :

$$\sigma_{xx}[y, z] = \sigma_0 \left(\frac{y}{a} \right)^n \left(\frac{z}{b} \right)^m \quad (D-4)$$

avec $(n + m) < 4$

Le facteur d'intensité de contrainte est quant à lui défini par l'équation (D-5) :

$$K_I[\theta] = \sigma_0 F_I[\theta] \sqrt{\pi b} \quad (D-5)$$

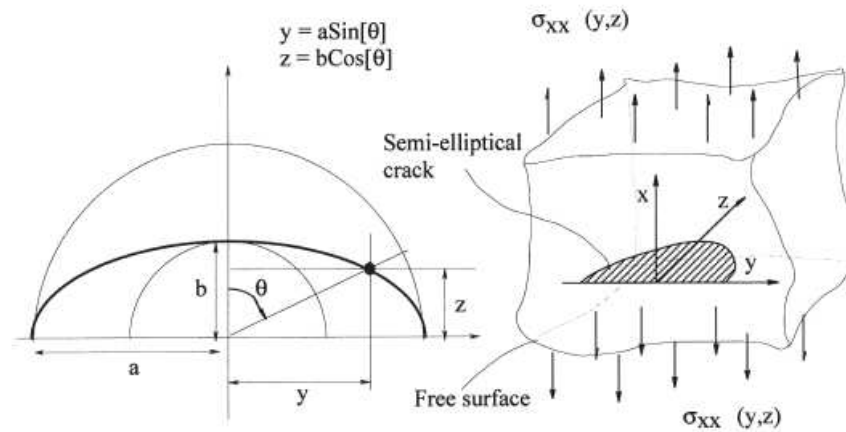


Figure D-47. Définition des paramètres géométriques utilisés dans le modèle de Pommier et al. [POM99].

Le jeu d'équation proposé par Pommier et al. pour calculer ce facteur d'intensité de contrainte en tout point du front de fissure concerne alors la fonction F_I . Grâce aux équations développées, il est possible de calculer la valeur de cette fonction en tout point du front de fissure pour tous les couples (n, m) tels que $n + m < 4$ et pour des rapports b/a de front de fissure compris entre 0,5 et 2. La figure D-48 montre ainsi des exemples d'évolution de la fonction $F_I[\theta]$ en fonction des paramètres n, m et b/a .

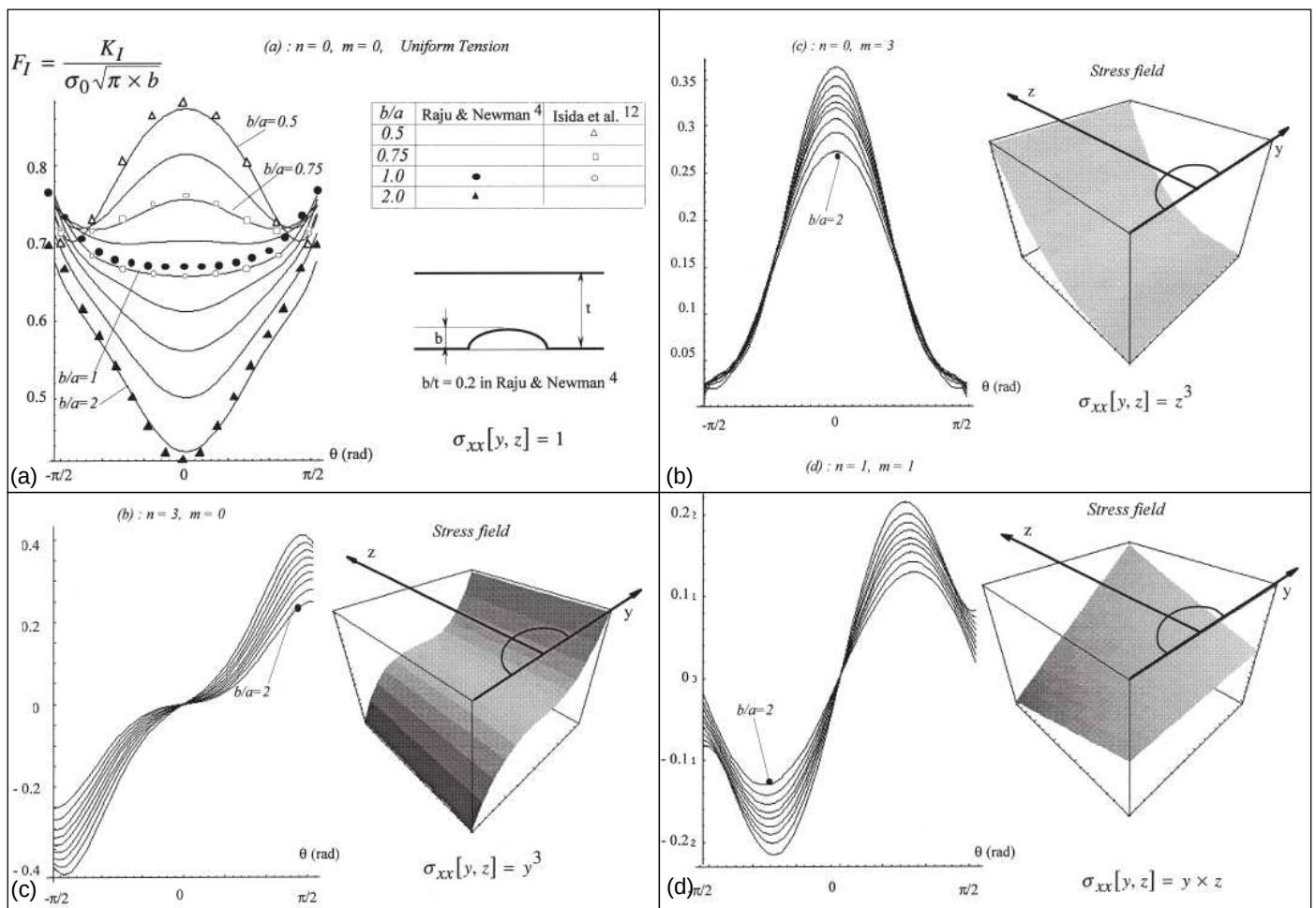


Figure D-48. Exemples d'évolution de la fonction $F_I[\theta]$ en fonction du champ de contrainte et de la forme du front de fissure [POM99].

En connaissant la forme initiale de la fissure et le champ de contrainte dans le plan de la fissure, on est donc capable de calculer le facteur d'intensité de contrainte en tout point du front de fissure et donc de déterminer sa propagation en utilisant une loi de fissuration adaptée. Cette méthode s'avère très simple et rapide à mettre en œuvre. Cependant, il est nécessaire de connaître le champ de contrainte dans le plan de propagation. Cela implique d'avoir pu évaluer l'effet de la superposition du champ mécanique et du champ de contraintes résiduelles ayant éventuellement subi une relaxation.

D'autres approches empiriques existent pour déterminer la propagation d'une fissure dans un champ de contraintes résiduelles. Ainsi, Ding et al. [DIN07] proposent une loi de fissuration empirique dépendante de l'amplitude et de la valeur maximale d'un facteur d'intensité de contrainte modifié K_{mod} pour prendre en compte l'effet de fissure courte dans un champ de contraintes résiduelles. Les équations qu'ils proposent sont les suivantes :

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

$$\text{avec : } K_{\text{mod,max}} = Fk_{\sigma} (\sigma_{\text{app,max}} + \sigma_x) \sqrt{\pi(a + a_0)/Q} ; \quad (\text{D-7})$$

$$\text{et : } \Delta K_{\text{mod}} = Fk_{\sigma} \Delta \sigma_{\text{app}} \sqrt{\pi(a + a_0)/Q} . \quad (\text{D-8})$$

Dans ces équations C , n et p sont les paramètres du modèles, ΔK_{mod} est l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte modifié et dépendant uniquement du chargement, $K_{\text{mod,max}}$ le facteur d'intensité de contrainte maximal dépendant de la charge appliquée et des contraintes résiduelles, $\Delta K_{\text{mod,th}}$ l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil, F et Q des fonctions de formes supposées égales à 1, 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 à identifier. On note que ce modèle nécessite également la connaissance du champ de contrainte résiduelle.

L'étude bibliographique des modèles permettant de prendre en compte l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement de fissure en fatigue révèle que différents types de modélisation peuvent être utilisés. Le modèle le plus couramment utilisé consiste à superposer le champ de contraintes résiduelles au champ de contrainte mécanique et de corréliser la vitesse de fissuration avec l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK et le rapport de charge R ou la valeur maximale de K . Une autre approche consiste à déterminer numériquement par éléments finis l'ouverture de la fissure en fonction de sa taille et des champs mécaniques présents. Il existe également des formulations empiriques permettant de calculer le facteur d'intensité de contrainte dans un champ de contrainte complexe. Enfin nous avons pu recenser l'existence d'un modèle établissant une formulation empirique de la vitesse de propagation en fonction d'un facteur d'intensité de contrainte modifié. Ces modèles constituent des perspectives intéressantes à tester à la suite du travail mené ici. Cependant, la plupart des modélisations recensées nécessitent la connaissance du champ de contraintes résiduelles initial et de sa relaxation. Dans le but de modéliser la durée de vie en fatigue des anomalies de surface, il apparaît donc impératif de développer des techniques permettant de fournir ces données de manière fiable.

Conclusions intermédiaires et perspectives

Des essais spécifiques ont été entrepris pour caractériser la source physique du ralentissement de la vitesse de propagation dans les premiers stades de fissuration à partir des

anomalies de type rayures et chocs. L'utilisation d'un traitement thermique a permis d'identifier l'effet des contraintes résiduelles comme la source de ce phénomène. En effet, les essais expérimentaux ont montré qu'après relaxation des contraintes résiduelles, la vitesse de propagation n'est pas ou peu ralentie. La conclusion de ce travail est donc que la création de contraintes résiduelles lors de l'introduction des anomalies de surface engendre un ralentissement de la vitesse de propagation et contrôle la durée de vie en fatigue de ces anomalies. Ce phénomène est donc à modéliser dans le but de proposer un outil de prédiction de la durée de vie des rayures et des chocs.

Les essais ont également permis de mettre en valeur l'influence de la morphologie des anomalies et des déformations microstructurales générées lors de leur introduction. L'effet de ces paramètres s'ajoute à celui des contraintes résiduelles pour générer un amorçage de fissure. Il semble exister une compétition entre la concentration de contraintes, influencée par la géométrie des anomalies, et la procédure d'introduction des anomalies, qui crée des contraintes résiduelles et modifie l'état microstructural initial, pour le contrôle de la partie amorçage. Ainsi, la création très rapide d'une fissure depuis les anomalies de surface semble être contrôlée par la présence d'une WEL pour les anomalies de type choc et par la forte concentration de contrainte pour les rayures. L'amélioration de la compréhension de l'influence de chacun de ces paramètres apparaît essentielle en perspective de ce travail. En effet, en fonction de la taille et de la morphologie des anomalies ainsi que des conditions de sollicitation, la partie amorçage pourrait être beaucoup plus importante dans la durée de vie totale et devrait alors être modélisée.

D'autres méthodes ont été proposées pour caractériser l'effet des contraintes résiduelles. La réalisation d'une compression avant l'essai de fatigue s'est révélée inefficace pour modifier le comportement en fatigue des anomalies de surface. D'autres techniques de mise en compression, comme un essai de flexion, pourraient être testées en perspective de manière à vérifier l'influence d'un changement d'état de contrainte initial sur l'amorçage de fissure à partir d'anomalies de surface. L'introduction d'une rayure par passes de 10 μm ne semble pas avoir eu d'effet sur les contraintes résiduelles sous la rayure. Celles-ci pourraient donc être peu influencées par la procédure d'introduction d'une anomalie. En revanche, la diminution du rayon en fond d'entaille a conduit à une augmentation de la concentration de contrainte et par conséquent à une diminution de la durée de vie à l'amorçage.

Les résultats obtenus soulignent ainsi la nécessité de caractériser les contraintes résiduelles et de les prendre en compte dans la prédiction de la durée de vie en fatigue des rayures et des chocs étudiés ici. Des méthodes expérimentales ont été testées pour évaluer le champ de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface. Les essais de microdureté et le calcul à partir des vitesses de propagation ne permettent pas de quantifier les contraintes résiduelles de manière fiable et précise. La modélisation numérique par éléments finis permet d'obtenir de manière satisfaisante le champ de contraintes résiduelles initial sous une anomalie de type choc. Cependant, cette méthode n'est pas applicable pour simuler des procédures d'introduction complexes comme c'est le cas pour les rayures. L'une des perspectives les plus importantes du travail est donc le développement d'une méthode numérique ou expérimentale de caractérisation du champ de contraintes résiduelles sous les anomalies de surface. L'utilisation des rayons X par rayonnement synchrotron pourrait être une solution adaptée pour cela.

Une revue bibliographique a enfin été menée pour recenser les modèles existants permettant de rendre compte de l'effet des contraintes résiduelles en fatigue. Le principe de

superposition du champ mécanique appliqué et du champ de contraintes résiduelles est la technique la plus couramment utilisée pour prédire la durée de vie en fatigue dans ces conditions. D'autres méthodes ont été développées et constituent des alternatives crédibles à la technique de superposition. De manière empirique, des jeux d'équations sont disponibles pour calculer le facteur d'intensité de contrainte en tout point du front de fissure se propageant dans un champ de contrainte complexe. Une modélisation numérique par éléments finis a aussi été développée pour déterminer le point d'ouverture d'une fissure se propageant dans un champ de contraintes résiduelles. Ces méthodes pourront être testées en perspective du travail mené ici. Cependant, les études de la littérature mettent en avant la nécessité de connaître la relaxation et la redistribution des contraintes résiduelles. Ces effets seront donc à caractériser en fonction des conditions de sollicitations.

Bibliographie de la partie D

- [ALEX04] F. Alexandre. Aspects probabilistes et microstructuraux de l'amorçage des fissures de fatigue dans l'alliage INCO 718. *Thèse de doctorat*. Ecole des Mines de Paris
- [ARU04] R.M. Arunachalam, M.A. Mannan, A.C. Spowage. Surface integrity when machining age hardened Inconel 718 with coated carbide cutting tools. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* (2004) 1481–1491
- [AZA04] S. Azadian, L.Y. Wei, R. Warren. Delta phase precipitation in Inconel 718. *Materials Characterization* (2004) 7-16
- [BEN09] M. Benachour, M. Benguediab, A. Hadjoui. Residual stress effect on fatigue crack growth of SENT specimen. *Damage and Fracture Mechanics* (2009) 367-373
- [BOY01] B.L. Boyce, X. Chen, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie. The residual stress state due to a spherical hard-body impac. *Mechanics of Materials* (2001) 441-454
- [BOY03] B.L. Boyce, X. Chen, J.O. Peters, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie. Mechanical relaxation of localized residual stresses associated with foreign object damage. *Materials science & Engineering* (2003) 48-58
- [BUC08] D.J. Buchanan, R. John. Relaxation of shot-peened residual stresses under creep loading. *Scripta Materialia* (2008) 286–289
- [BUE58] Bueckner HF. The propagation of crack and the energy of elastic deformation. *Transactions of the ASME, Series A-D* 80 (1958) 1225–1230.
- [CAI06] D.Y. Cai, P.L. Nie, J.P. Shan, W.C. Liu, Y.K. Gao, M. Yao. Precipitation and residual stress relaxation kinetics in shot-peened Inconel 718. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2006) 614-7.
- [CAO94] W. Cao, M. Khadhraoui, B. Brenier, J.Y. Guedou, L. Castex. Thermomechanical relaxation of residual-stress in shot peened nickel-base superalloy. *Materials Science and Technology* (1994) 947-54.

[CHEN02] X. Chen, J.W. Hutchinson. Particle impact on metal substrates with application to foreign object damage. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* (2002) 2669-2690

[COR05] R. Cormontagne. Etude de l'influence d'une prédéformation plastique sur la tenue en fatigue d'un acier 23MCD5. *Rapport de stage ingénieur*. ASCOMETALCREAS (2005)

[DIN07] J. Ding, R.F. Hall, J. Byrne, J. Tong. Fatigue crack growth from foreign object damage under combined low and high cycle loading. Part II: a two parameter predictive approach. *International Journal of Fatigue* (2007) 1350-1358

[DOR12] M. Dorman, M.B. Toparli, N. Smyth, A. Cini, M.E. Fitzpatrick, P.E. Irving. Effect of laser shock peening on residual stress and fatigue life of clad 2024 aluminium sheet containing scribe defect. *Materials Science and Engineering* (2012) 142-151

[DUO09] P. Duo, J. Liu, D. Dini, M. Golshan, A.M. Korsunsky. Evaluation and analysis of residual stresses due to foreign object damage. *Mechanics and Materials* (2009) 199-211

[ELB71] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. *ASTM STP 486*, (1971) pp. 230-242

[EVA05] A. Evans, S-B. Kim, J. Shackleton, G. Bruno, M. Preuss, P.J. Withers. Stress Relaxation of shot peened Udimet 720Li under solely elevated temperature exposure and under isothermal fatigue. *Metallurgical and Materials Transactions* (2005) 3041-53

[EVA05-2] A. Evans, S-B. Kim, J. Shackleton, G. Bruno, M. Preuss, P.J. Withers. Relaxation of residual stress in shot peened Udimet 720Li under high temperature isothermal fatigue. *International Journal of Fatigue* (2005) 1530-34

[FAR06] G.H. Farrahi, G.H. Majzoobi, F. Hosseinzadeh, S.M. Harati. Experimental evaluation of the effect of residual stress field on crack growth behaviour in C(T) specimen. *Engineering Fracture Mechanics* (2006) 1772-1782

[FIT05] M. Fitzpatrick, A. Fry, P. Holdway, F. Kandil, J. Shackleton, L. Suominen. Determination of residual stresses by X-ray diffraction. *Measurement good practice guide n°52* (2005)

[FRA12] P.G. Frankel, P.J. Withers, M. Preuss, H.T. Wang, J. Tong, D. Rugg. Residual stress fields after FOD impact on flat and aerofoil-shaped leading edges. *Mechanics of Materials* (2012) 130-145

[FOS13] B.J. Foss, S. Gray, M.C. Hardy, S. Stekovic, D.S. McPhail, B.A. Shollock. Analysis of shot-peening and residual stress relaxation in the nickel-based superalloy RR1000. *Acta Materiala* (2013) 2548-59

[HEA76] Heaton MD. On the calculation of stress intensity factors due to thermal and residual stress fields. *CEGB Research Report NW/SSD/RR/158* (1976)

[KHA11] M.K. Khan, M.E. Fitzpatrick, S.V. Hainsworth, A.D. Evans, L. Edwards. Application of synchrotron X-ray diffraction and nanoindentation for the determination of residual stress fields around scratches. *Acta Materiala* (2011), 7508-7520

- [KHAD97] M. Khadraoui, W. Cao, L. Castex, J.Y. Guedou. Experimental investigations and modelling of relaxation behaviour of shot peening residual stresses at high temperature for nickel base superalloys. *Materials Science and Technology* (1997) 360-367
- [KIC96] A. Kiciak, G. Glinka, D.J. Burns, G. Lutjering, H. Nowack. Analysis of fatigue growth of semi-elliptical cracks through residual stress fields. *Proceedings of the sixth international fatigue congress* (1996) pp. 1207–1212
- [LAM89] Y.C. Lam, K.S. Lian. Effect of residual stress and its redistribution on fatigue crack growth. *Theor Appl Frac Mech.* (1989) pp. 59–66
- [LAR07] J.E LaRue, S.R Daniewicz. Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue* (2007) 508-515
- [LEE04] Y.H. Lee, D. Kwon. Estimation of biaxial surface stress by instrumented indentation with sharp indenters. *Acta Mater.* (2004) pp.1555–1563
- [LEE98] Y. Lee, C. Chung, Y. Park, H. Kim. Effects of redistributing residual stress on the fatigue behavior of SS330 Weldment. *International Journal of Fatigue.* (1998) pp. 565–573
- [LI09] W. Li, P.J. Withers, D. Axinte, M. Preuss, P. Andrews. Residual stresses in face finish turning of high strength nickel-based superalloy. *Journal of Materials Processing Technology* (2009) 4896–4902
- [LIM03] W.K. Lim, J.H. Song, B.V. Sankar. Effect of ring indentation on fatigue crack growth in an aluminium plate. *International Journal of Fatigue* (2003) 1271-1277
- [MAS89] N. Masmoudi, L. Castex, A. Bertoli. Influence of temperature and time on the stress relaxation process of shot peened IN100 superalloys. *Materiaux et Techniques* (1989) 29-36.
- [NEL82] D.V. Nelson. Residual stress effects in fatigue. *ASTM STP, 776. American Society for Testing and Materials* (1982) 172–94
- [NOW03] D. Nowell, P. Duo, I.F. Stewart. Prediction of fatigue performance in gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue* (2003) 963-969
- [OAK07] S.Y. Oakley, D. Nowell. Prediction of the combined high and low cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage. *International Journal of Fatigue* (2007) 69-80
- [PAR82] A.P. Parker. Residual stress effects in fatigue. *ASTM STP, 776. American Society for Testing and Materials* (1982) 13–31
- [PET02] J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue. *Engineering Fracture Mechanics* (2002) 1425–1446
- [POM99] S. Pommier, C. Sakae, Y. Murakami. An empirical stress intensity factor set of equations for a semi elliptical crack in a semi infinite body subjected to a polynomial stress distribution. *International Journal of Fatigue* (1999) 243-251

- [PRE00] P.S. Prevey. The effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN718. *In: ASM International. Proceedings of the 20th ASM Materials Solution Conference & Exposition. St. Louis, Missouri (2000)*
- [PRE00-2] P.S. Prevey, J. Telesman, T. Gabb, P. Kantzos. FOD resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718. *Proceedings 5th National Turbine Engine High Cycle Fatigue Conference. Chandler, AZ, 2000*
- [PRI01] M.B. Prime. Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut. *Trans.-Am. Soc. Mech. Eng. J. Eng. Mater. Technol.* (2001) 162–168
- [SHA06] A.R.C. Sharman, J.I. Hughes, K. Ridgway. An analysis of the residual stresses generated in Inconel 718TM when turning. *Journal of Materials Processing Technology* (2006) 359–367
- [SIM87] C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. *Superalloys II : High temperature materials for aerospace and industrial power.* Wiley (1987)
- [SON02] P.S. Song, G.L. Sheu. Retardation of fatigue crack propagation by indentation technique. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* (2002) 725-733
- [SUR98] S. Suresh, A. Giannakopoulos. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation. *Acta Mater.* (1998) pp.5755–5767
- [VAS94] A.K. Vasudevan, K. Sadananda, N. Louat. A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomenon. *Mater Sci. Eng.* (1994), pp. 1–22
- [VAS95] A.K. Vasudevan, K. Sadananda. Classification of fatigue crack growth behaviour. *Metall. Mater Trans* (1995), pp. 1221–1234
- [VUH11] T. Vuherer, L. Milovic, V. Gliha. Behaviour of small cracks during their propagation from Vickers indentations in coarse-grain steel: An experimental investigation. *International Journal of Fatigue* 33 (2011), 1505-1513
- [WIT01] P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia. Residual stress Part 2 – Nature and origins. *Materials Science and Technology* (2001) 366-375
- [ZHA09] Y.X. Zhao, P.E. Irving, A. Cini. Hardness environments around fatigued scratches in clad and unclad 2024 T351 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering* (2009) 16-24
- [ZHO11] Z. Zhou, A.S. Gill, D. Qian, S.R. Mannava, K. Langer, Y. Wen, V.K. Vasudevan. A finite element study of thermal relaxation of residual stress in laser shock peened IN718 superalloy. *International Journal of Impact Engineering* (2011) 590-596
- [ZHU01] W.Z. Zhuang, G.R. Halford. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue* (2001) 31–37

Conclusion générale

L'objectif de ce travail de thèse était d'évaluer la nocivité d'anomalies de surface de type rayure et choc sur la durée de vie en fatigue. Cette étude avait notamment pour but de répondre au besoin industriel de SNECMA concernant la certification en tolérance aux dommages des pièces les plus critiques des moteurs d'avions. Le disque de turbine haute pression fait partie de cette catégorie de pièce. C'est pourquoi l'étude a été réalisée sur le superalliage à base Nickel Inconel 718 sous sa version Direct Aged (DA). Les anomalies de surface analysées au cours de ce travail sont des anomalies pouvant être introduites lors des opérations de maintenance des moteurs. Les rayures (anomalies à profil en V) et les chocs (anomalies à profil en U) sont les deux types d'anomalies fixées par SNECMA pour cette étude. Scientifiquement, l'objectif était d'identifier les phénomènes physiques responsables de l'influence de ces anomalies sur l'amorçage et la propagation de fissures de fatigue. Des anomalies semi elliptiques et semi circulaires ont également été testées dans le but de comparer le comportement des rayures et des chocs avec celui d'anomalies à profil régulier associé à une méthode d'introduction contrôlée. Les analyses réalisées devaient permettre de proposer une modélisation de la durée de vie des anomalies de surface émanant d'opérations de maintenance.

La motivation initiale a été de comprendre pourquoi une modélisation des anomalies de surface comme des fissures déjà amorcées et se propageant suivant une loi de fissure longue mène à un calcul conservatif des durées de vie en fatigue. Une étude bibliographique a tout d'abord été menée pour recenser les méthodes de prédiction de durée de vie d'anomalies de surface de type rayure et choc. Il en ressort que les études antérieures proposent peu de modélisations spécifiquement adaptées à ce problème. En effet, la modélisation du comportement des fissures courtes en entaille ne permet pas de rendre compte du phénomène physique observé et les études concernant le comportement des anomalies artificielles ne sont pas appropriées au cas d'anomalies de maintenance. Néanmoins, nous avons pu identifier que, dans un cas général de caractérisation du comportement en fatigue d'anomalies de surface, il est essentiel d'une part, de déterminer quelle partie de la durée de vie est prédominante dans la durée de vie totale et d'autre part, d'étudier l'influence de la morphologie des anomalies et de leur procédure d'introduction.

Une importante campagne expérimentale a ensuite été mise en place dans le but d'évaluer le comportement en fatigue de rayures et de chocs. Des essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes contenant des anomalies de surface. Les conditions de sollicitations ont été choisies dans le but de couvrir le domaine de fonctionnement d'un disque de turbine haute pression. Les essais étaient équipés d'une technique de mesure de différence de potentiel dans le but de suivre l'amorçage et la propagation de fissures à partir des anomalies. Des travaux ont été menés pour améliorer notre connaissance de cette technique et pouvoir exploiter les mesures de manière fiable. Il a ainsi été montré que la calibration des mesures doit impérativement prendre en compte la position des points de mesure du potentiel et la forme du front de fissure. Une simulation numérique par éléments finis permet d'obtenir une calibration satisfaisante de la technique de mesure de différence de potentiel. Le seul paramètre non pris en compte dans la modélisation numérique, à l'heure actuelle, est l'influence de la plasticité. La comparaison des résultats des calculs par éléments finis et des marquages expérimentaux, réalisés par marquage thermique, a en effet permis d'identifier la plasticité comme le dernier paramètre non décrit physiquement dans la mesure électrique. Par ailleurs, la technique de marquage thermique s'est révélée très utile pour connaître facilement,

a posteriori, l'évolution du front de fissure au cours de la propagation. Finalement, une stratégie de calibration de la méthode de mesure de différence de potentiel est proposée. Elle consiste à utiliser une modélisation numérique par éléments finis couplée à quelques marquages expérimentaux pour caractériser l'évolution moyenne du front de fissure pendant la fissuration et identifier une correction expérimentale de l'influence de la plasticité.

Le comportement en fatigue des anomalies de surface de type rayure et choc a pu être caractérisé grâce à l'analyse des résultats expérimentaux obtenus au cours de cette étude. On note que les observations reportées ici sont valables pour les morphologies d'anomalies choisies et les conditions de sollicitations fixées. L'amorçage est très rapide pour les rayures et les chocs. Une compétition existe pour le contrôle de cette partie de la durée de vie entre la géométrie de l'anomalie et sa procédure d'introduction. En effet, la géométrie de l'anomalie induit une concentration de contrainte importante favorisant un amorçage rapide. La procédure d'introduction génère, quant à elle, un état microstructural initial qui peut s'avérer particulièrement nocif en fatigue. C'est notamment le cas pour les anomalies de type choc où une White Etching Layer (WEL) est créée au fond de l'anomalie lors de son introduction. D'importantes déformations de la microstructure ont également été observées sous cette couche pour les chocs et sous les rayures. Des estimations des zones affectées par microscopie électronique à balayage et par technique EBSD ont été réalisées. La méthode d'introduction de ces anomalies contribue aussi à la création d'un champ de contraintes résiduelles de compression. Celles-ci ralentissent l'amorçage de fissure. Cette partie de la durée de vie reste toutefois très rapide pour les rayures et les chocs et ne nécessite pas, dans les conditions de cette étude, d'être prise en compte dans la modélisation de la durée de vie de ces types d'anomalies.

L'exploitation des mesures électriques de différence de potentiel a montré que la vitesse de propagation des fissures s'amorçant à partir de rayures et de chocs est fortement ralentie lors des premiers stades de propagation. La durée de vie en fatigue des anomalies de surface est principalement consommée dans cette partie de la propagation. Par conséquent, nos efforts se sont concentrés sur la compréhension de ce phénomène et des travaux spécifiques ont été menés pour caractériser la source physique du phénomène observé. L'utilisation d'un traitement thermique pour relaxer les contraintes résiduelles a révélé que ces dernières sont responsables du ralentissement de la vitesse de propagation. Des procédures de mise en compression avant l'essai de fatigue et de modification de la méthode d'introduction d'une rayure ont également été testées et ont permis d'identifier plus en détail l'influence de la géométrie des anomalies et de leur procédure d'introduction. Les résultats ont aussi montré que la présence d'un champ de contraintes résiduelles peut amener à une évolution particulière du front de fissure, notamment dans le cas des anomalies de type choc pour lesquelles des formes de fronts de fissure « en oreille » ont été observées.

La dépendance de la durée de vie en fatigue en présence d'anomalies de surface de la contrainte maximale, de la température, du type et de la profondeur d'anomalie a également été caractérisée. En particulier, il ressort que le type d'anomalie induit une modification de la morphologie, et donc de la concentration de contraintes en fond d'entaille. L'état de contraintes résiduelles et d'écrouissage initial varie également du fait du changement de procédure d'introduction. On peut donc expliquer la plus grande nocivité des anomalies de type choc par rapport aux rayures par la création, lors de l'introduction de l'anomalie, de contraintes résiduelles plus élevées et s'étendant sur une distance plus importante. La profondeur d'anomalie influence aussi les paramètres de concentration de contrainte et d'état de contraintes résiduelles et d'écrouissage initial. Une augmentation de la profondeur conduit

à une diminution de la durée de vie des anomalies. Il semble toutefois qu'il existe une profondeur seuil en dessous de laquelle les anomalies ne sont pas nocives dans le domaine de durée de vie visé. L'augmentation de la contrainte maximale entraîne aussi une diminution de la durée de vie. L'obtention d'un niveau de contrainte plus important en fond d'anomalie pour surmonter plus aisément les contraintes résiduelles permet d'expliquer cet effet. Les résultats ont également montré qu'une augmentation de la température contribue à augmenter la nocivité des anomalies de surface. Deux effets simultanés pourraient expliquer ce phénomène. D'une part, la résistance à la propagation de fissure du matériau diminue avec l'augmentation de la température et d'autre part, la relaxation des contraintes résiduelles et de l'écrouissage initial est plus importante lorsque la température augmente.

Les essais expérimentaux ayant montré que les contraintes résiduelles contrôlent la durée de vie des anomalies de surface de type rayure et choc dans les conditions de sollicitations testées, la dernière partie du travail a été consacrée à la caractérisation des champs de contraintes résiduelles et à l'identification de pistes de modélisation de la durée de vie. La réalisation d'un réseau d'indentation par microdureté et le calcul à partir des vitesses de propagation sont des techniques expérimentales permettant d'estimer le profil et le domaine affecté par les contraintes résiduelles. Une simulation numérique par éléments finis a été mise en place pour quantifier les contraintes résiduelles sous les anomalies de type choc. Même si la précision du calcul reste à estimer en effectuant une étude paramétrique du modèle numérique, ce dernier permet d'obtenir le champ de contraintes résiduelles initial dans le cas de procédures d'introduction d'anomalies simples. La revue bibliographique des modèles permettant de prédire la durée de vie en prenant en compte l'effet des contraintes résiduelles souligne quant à elle la nécessité de connaître leur relaxation et redistribution au cours de la durée de vie. Le modèle le plus largement utilisé consiste à superposer le champ mécanique appliqué au champ de contraintes résiduelles. D'autres formulations empiriques existent et proposent des méthodes de calcul du facteur d'intensité de contrainte dans un champ complexe ou des lois de propagation intégrant les effets de fissures courtes et de contraintes résiduelles. Une autre alternative crédible consiste à déterminer numériquement par éléments finis le comportement d'une fissure se propageant dans un champ complexe en simulant la relaxation et la redistribution des contraintes.

Perspectives

Le travail et les analyses menées au cours de cette thèse amènent à de nombreuses perspectives. La finalité, ici, est de souligner les plus importantes d'entre elles dans le but de continuer à répondre aux besoins industriels et à remplir les objectifs scientifiques. La première perspective concerne directement la source du travail : les anomalies de surface. En effet, la géométrie et les profondeurs des rayures et des chocs, qui ont été définies par SNECMA pour cette thèse, sont particulièrement nocives en fatigue. Les récentes caractérisations d'anomalies présentes sur les pièces des moteurs montrent que les anomalies introduites au cours des opérations de maintenance présentent des morphologies plus douces et des profondeurs moins importantes en moyenne. Les résultats obtenus au cours de cette thèse s'appliquent donc aux anomalies les plus critiques qui ne représentent qu'un faible pourcentage de présence sur les pièces. En revanche, de par la modification de morphologie et de procédure d'introduction, le comportement en fatigue des anomalies « moyennes », plus douces et moins profondes, pourraient être considérablement modifié. Il apparaît donc nécessaire de caractériser la nocivité d'anomalies de surface plus représentatives de celles réellement introduites dans les pièces les plus critiques des moteurs. Cela constitue, à terme, aussi un moyen de valider les modélisations de la durée de vie en cours de développement dans des conditions de morphologie, d'état microstructural initial et de contraintes résiduelles différentes.

Le suivi de la fissuration a été possible grâce au développement de la méthode de suivi de la différence de potentiel. Le dernier paramètre physique non décrit par un paramètre physique dans la modélisation numérique de cette technique est la plasticité. Il est très intéressant de pouvoir améliorer notre connaissance de cette technique de manière à être capable de déterminer avec la plus grande précision la taille et la forme d'une fissure à n'importe quel moment de la durée de vie. La mise en place d'essais spécifiques permettant de comprendre et modéliser l'influence de la zone plastique en pointe de fissure sur la mesure de différence de potentiel constitue ainsi une perspective importante. On a également constaté que l'utilisation d'un seul couple de points de mesure n'est pas suffisante pour caractériser de manière précise la forme de fronts de fissure complexes. Le développement d'un nouveau montage expérimental capable de réaliser des mesures de différences de potentiel sur toute la surface de l'éprouvette ou en plusieurs points est donc particulièrement intéressant dans l'objectif d'améliorer cette technique de mesure.

La campagne expérimentale conduite au cours de cette étude a permis de répondre à une partie du domaine applicatif industriel. Toutefois, nous avons privilégié les essais de compréhension des mécanismes physiques contrôlant la durée de vie des anomalies de surface plutôt que la multiplication des conditions d'essais. Les conclusions énoncées ne sont donc valables que pour les sollicitations examinées dans cette étude. Or, les pièces critiques des moteurs, comme le disque de turbine haute pression, connaissent d'autres conditions de chargement et de température au cours de leur service. La caractérisation du comportement des anomalies de surface pour d'autres températures, contraintes maximales, rapports de charge et en déformation imposée est donc importante à la suite de ce travail. En effet, la modification des conditions d'essais peut affecter les paramètres physiques influençant le comportement en fatigue des anomalies de surface, comme par exemple la relaxation des contraintes résiduelles. La variation des conditions de sollicitations permettra également d'identifier les paramètres de premier ordre pour la modélisation de la durée de vie en fatigue en fonction des conditions de service d'une pièce.

L'analyse des résultats expérimentaux a mis en avant l'influence prédominante de la concentration de contrainte, de l'écrouissage initial et des contraintes résiduelles sur la nocivité des anomalies de surface de type rayure et choc. Toutefois certains points pourraient être approfondis en perspectives. Ainsi, l'étude de l'état microstructural initial sous les anomalies doit être renforcée de manière à acquérir une meilleure caractérisation de l'impact de la procédure d'introduction sur l'écrouissage initial. La mesure du domaine affecté par technique EBSD pourrait notamment être améliorée en testant différents paramètres liés à la mesure de la désorientation cristallographique et en réalisant des mesures tout autour du profil des anomalies avant et après l'essai de fatigue. La caractérisation de la White Etching Layer par microscopie électronique en transmission permettrait aussi de comprendre et d'analyser son origine. La mise en place d'autres essais spécifiques pour séparer l'influence de la morphologie des anomalies et de leur procédure d'introduction constitue également une perspective intéressante. Ces essais conduiraient à une meilleure compréhension des interactions entre ces paramètres et donc à mieux appréhender l'influence de la contrainte maximale, de la température, du type et de la profondeur des anomalies.

L'étude menée ici n'a pas fait ressortir d'influence notable de la présence de particules de type carbure sur la durée de vie en fatigue des anomalies de surface. Il serait néanmoins intéressant d'évaluer l'influence de la présence de ce type de particule sur le comportement en fatigue des anomalies de surface en fonction de leur morphologie, de leur procédure d'introduction et des conditions de sollicitations.

Enfin, la perspective la plus importante de la thèse, tant du point de vue industriel que scientifique, est la modélisation de la durée de vie des anomalies de surface. Les pistes de modélisation issues de la littérature relevées au cours de ce travail soulignent la nécessité de connaître le champ de contraintes résiduelles après son éventuelle relaxation. La mise en place d'outils permettant la mesure du champ de contraintes résiduelles constitue donc un travail essentiel dans l'éventualité d'une poursuite de cette étude. Pour cela, l'utilisation de la technique de mesure par rayons X issus d'un rayonnement synchrotron semble être une méthode crédible. Le développement d'une simulation numérique par éléments finis est aussi un complément intéressant aux méthodes expérimentales, notamment pour les anomalies dont la procédure d'introduction est facilement modélisable comme c'est le cas pour les chocs. Une telle modélisation a été testée au cours de la thèse mais une analyse paramétrique du modèle numérique doit être menée pour estimer et améliorer sa précision. Une fois que les contraintes résiduelles auront pu être quantifiées, une méthode permettant la prédiction de la durée de vie des anomalies de surface devra être développée. La difficulté de cette étape sera d'être capable de répondre au besoin industriel d'identification d'un modèle à faible coût tout en conservant une précision de calcul satisfaisante. Pour cela, le choix de la méthodologie de calcul (modélisation par éléments finis, empirique, ...) sera crucial. Le développement d'un outil de simulation numérique par éléments finis pourrait s'avérer la méthode la plus adaptée pour déterminer le champ de contraintes résiduelles. Associer cette technique à une modélisation analytique de la durée de vie en tolérance aux dommages permettrait ensuite de couvrir un large spectre de type et de taille d'anomalies de surface. L'avantage de ce type de modélisation est la possibilité de prise en compte de l'influence des conditions de fonctionnement en service d'une pièce sur la durée de vie en fatigue d'une population d'anomalies.

Annexes

<u>ANNEXE 1 : PLAN DU MONTAGE CHOC</u>	<u>266</u>
<u>ANNEXE 2 : PROTOCOLE D'ALIGNEMENT DES LIGNES D'AMARRAGE</u>	<u>273</u>
<u>ANNEXE 3 : RECAPITULATIF DES RESULTATS D'ESSAIS</u>	<u>274</u>
<u>ANNEXE 4 : CARACTERISATION DIMENSIONNELLE DES ANOMALIES</u>	<u>277</u>
<u>ANNEXE 5 : CALCUL THEORIQUE DE FLAMBAGE</u>	<u>280</u>
<u>ANNEXE 6 : COMPLEMENTS DE LA CARACTERISATION DE LA PHASE DELTA PAR ANALYSE D'IMAGE</u>	<u>281</u>

Annexe 1 : Plan du montage choc

Cette annexe fournit le plan des différentes pièces composant le montage mis au point à l'ENSMA pour introduire des anomalies de type choc. Le but du montage est de reproduire la procédure d'introduction au cours de laquelle un outil chute sur une pièce et génère une anomalie de surface. Ce montage a largement été inspiré par celui disponible à SNECMA.

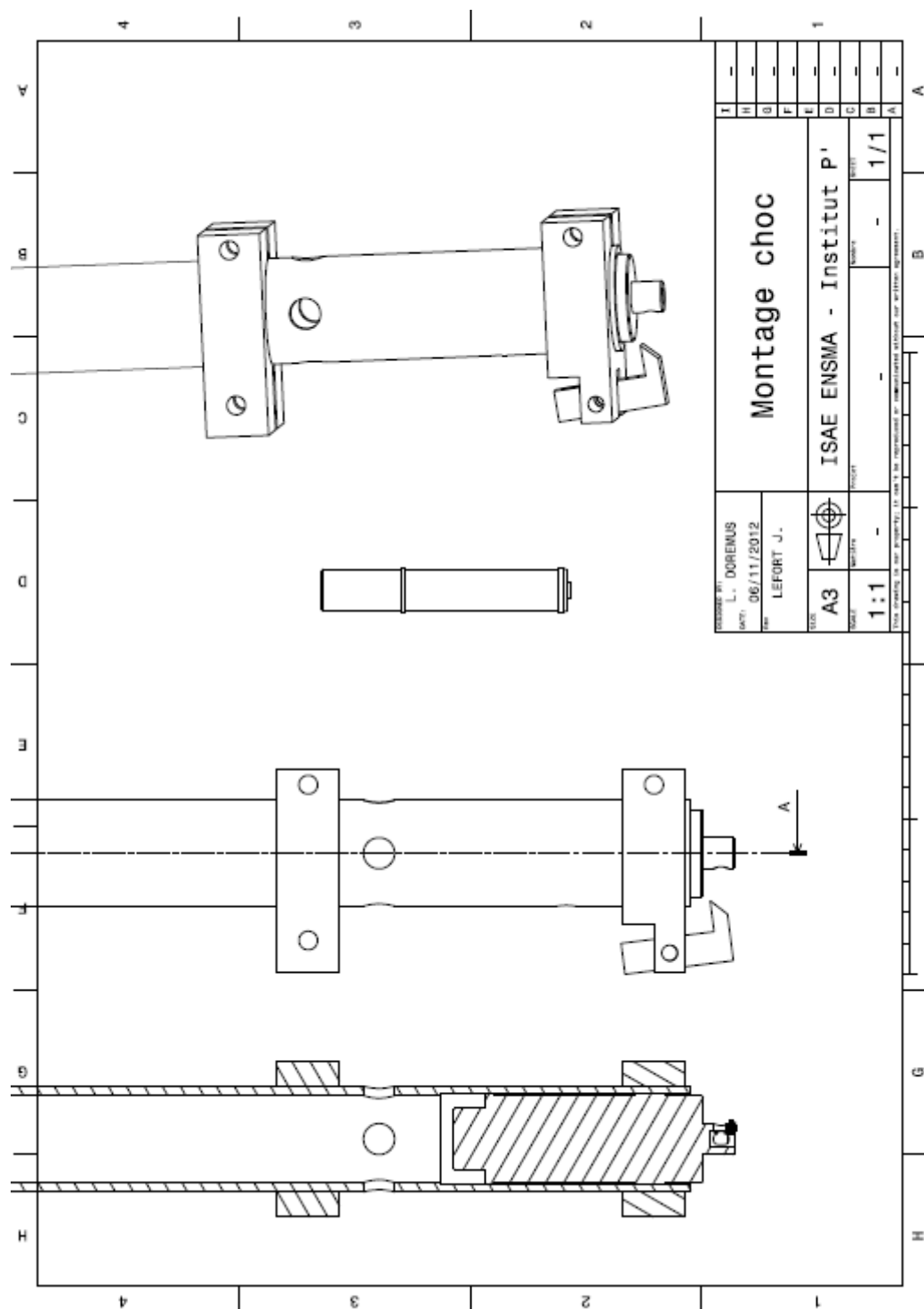


Figure A1-1. Plan global du montage choc.

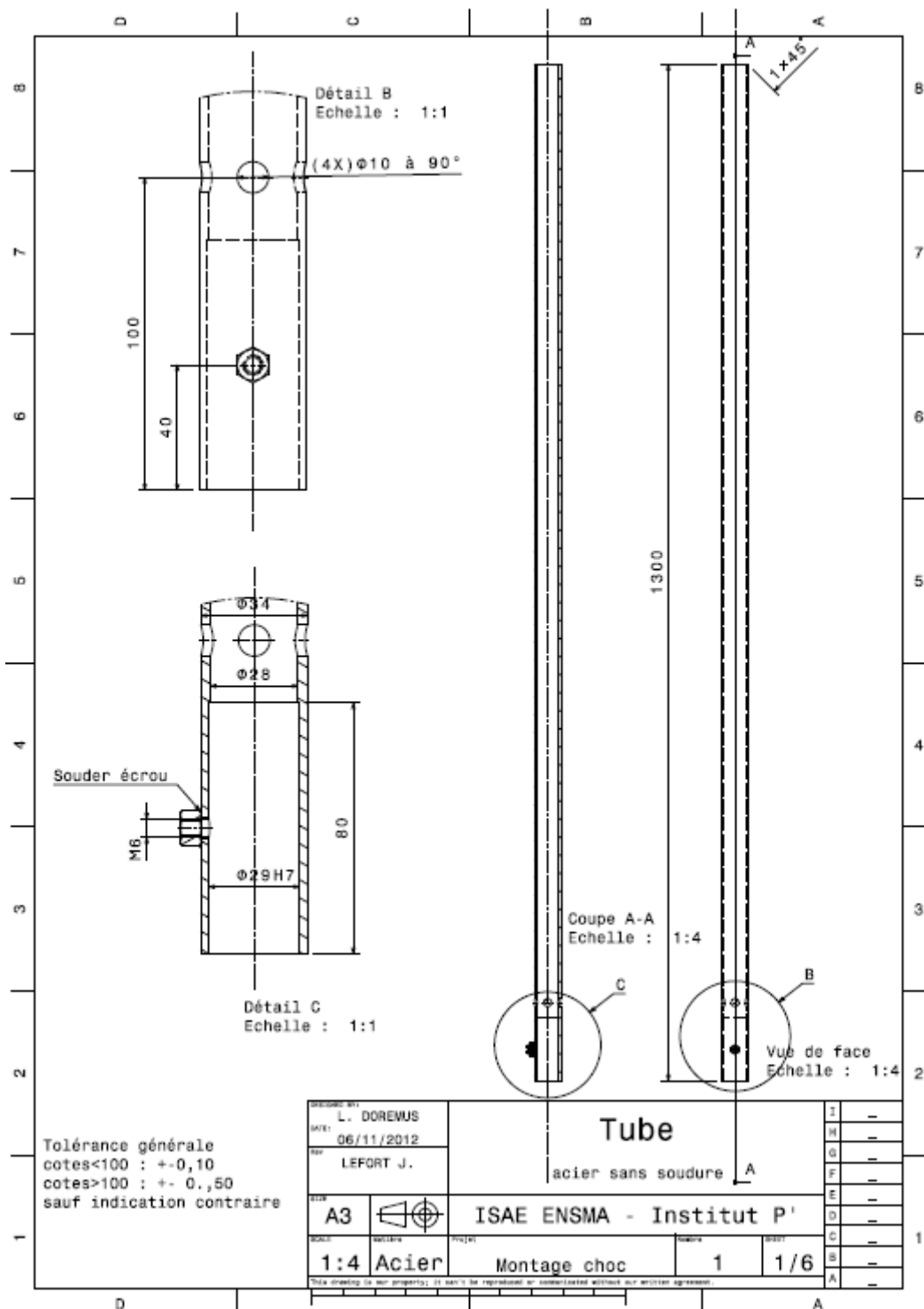


Figure A1-2. Plan du tube.

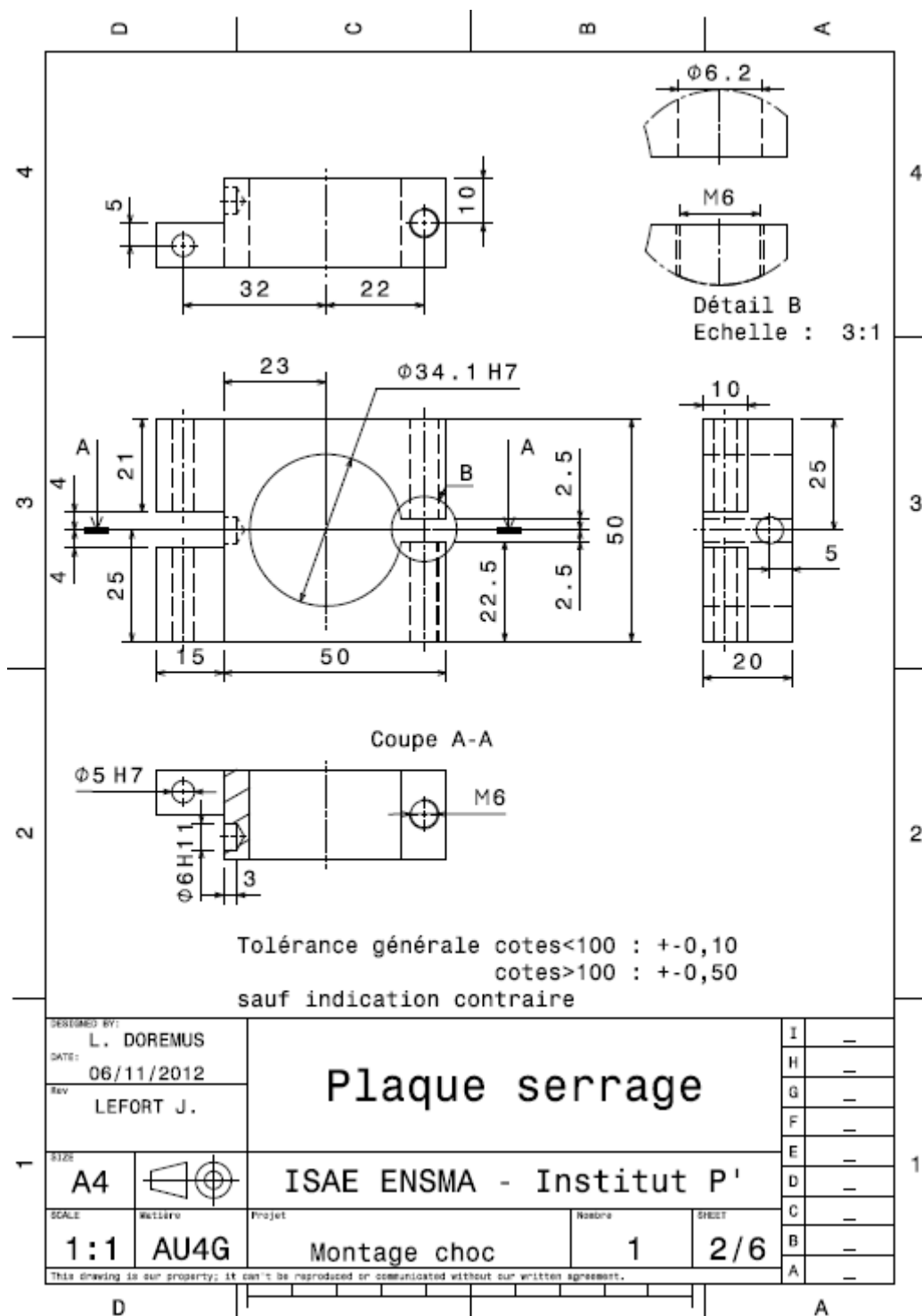


Figure A1-3. Plan de la plaque de serrage.

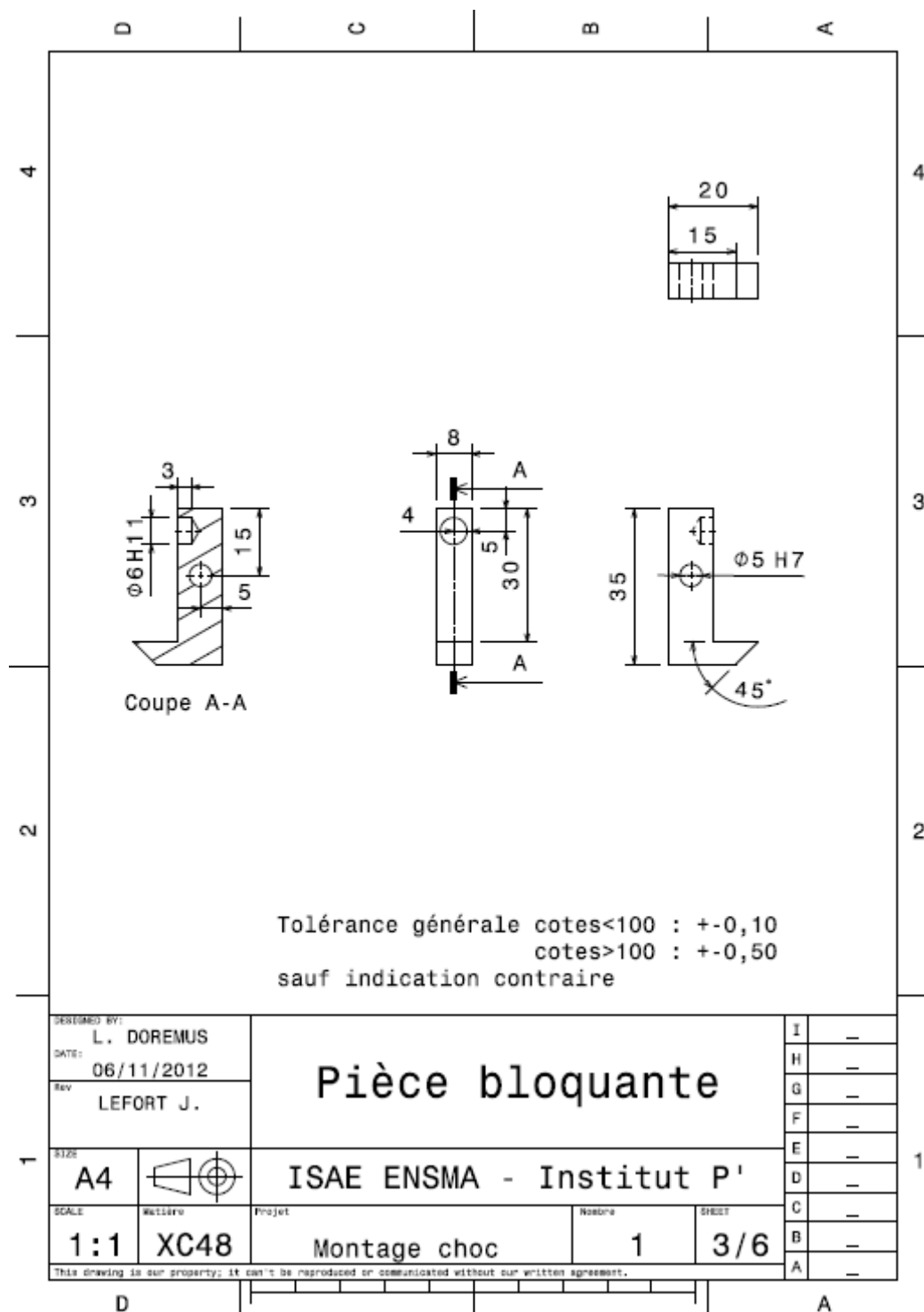


Figure A1-4. Plan de la pièce bloquante.

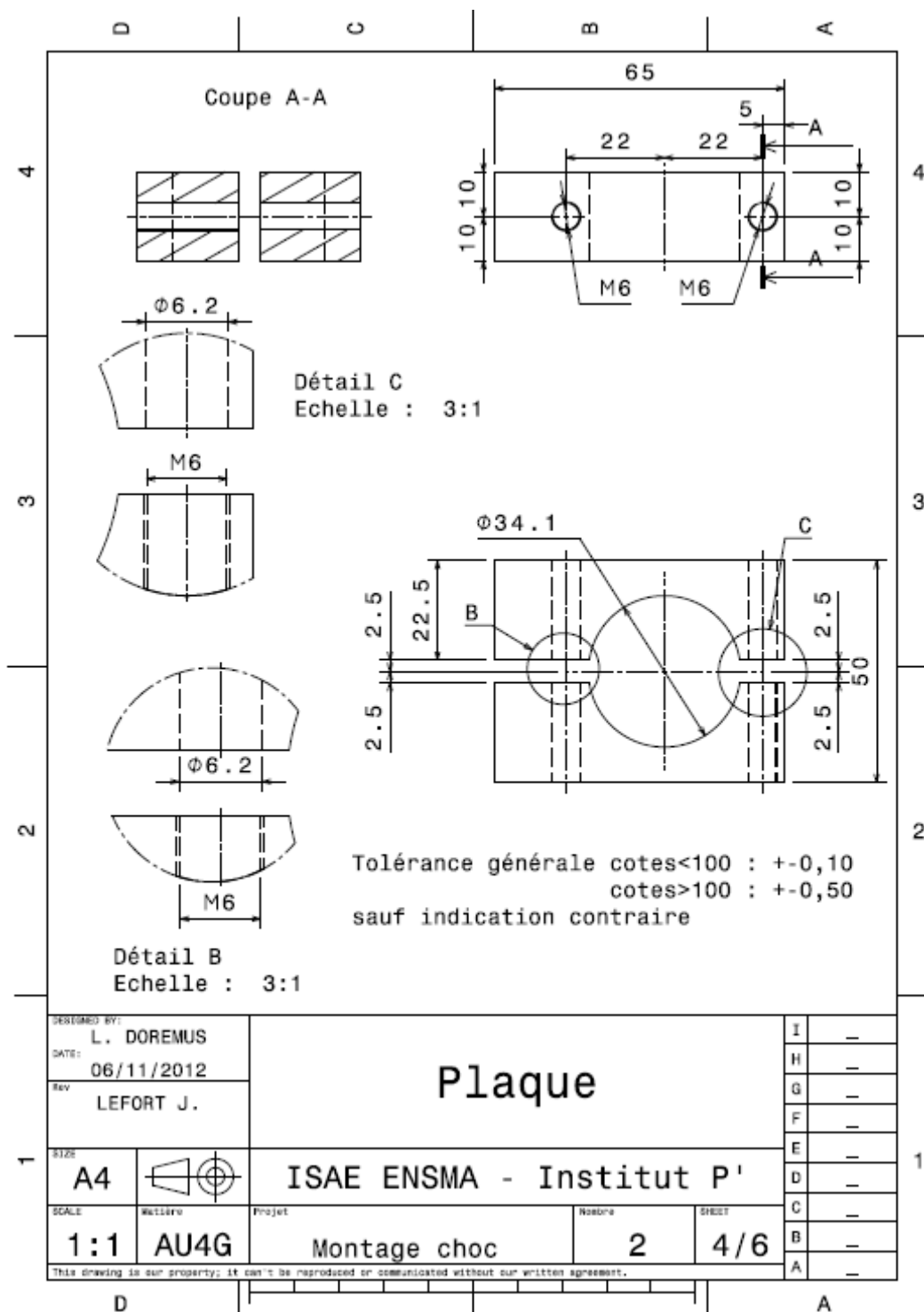


Figure A1-5. Plan de la plaque de liaison.

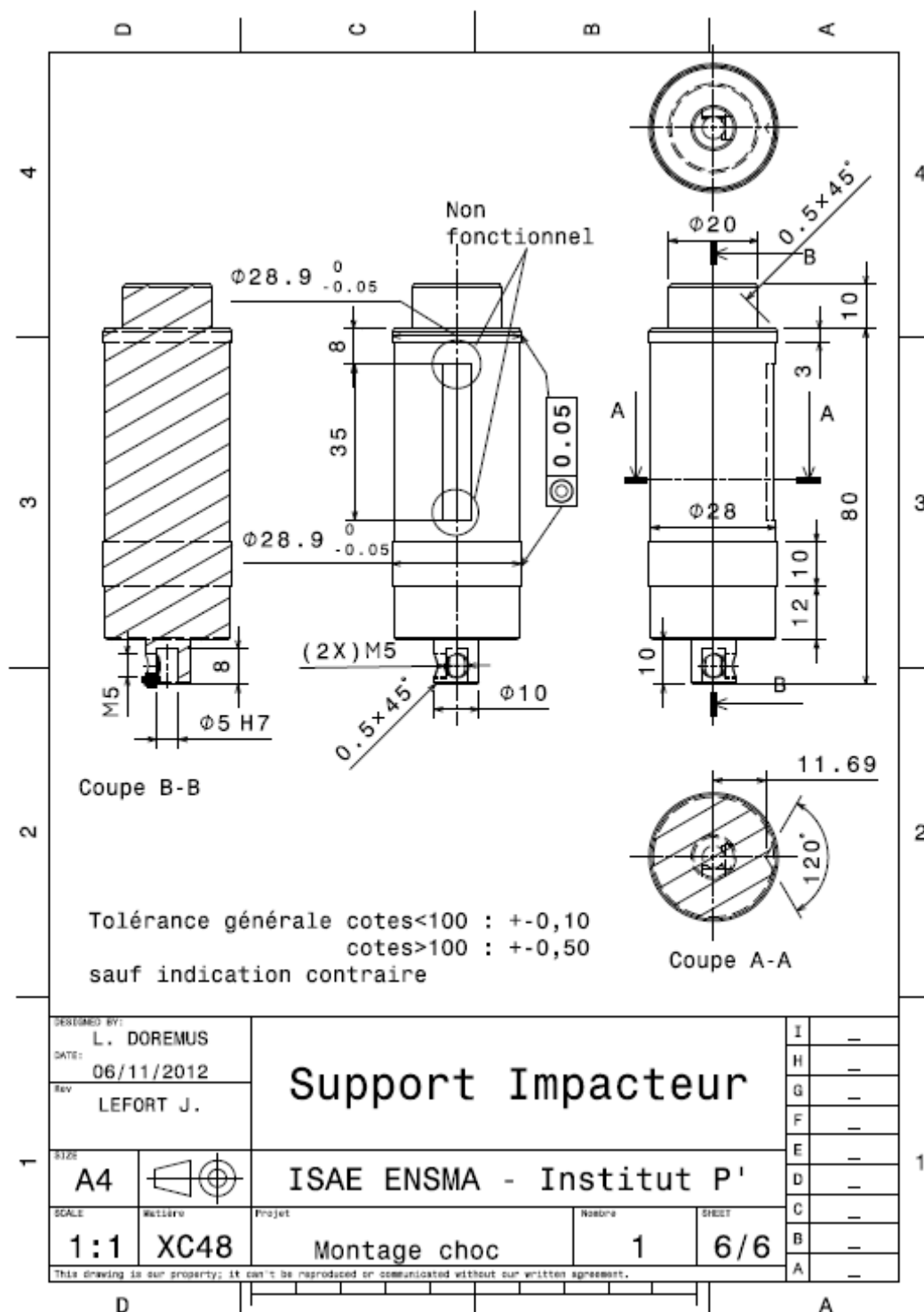


Figure A1-7. Plan du support de l'impacteur.

Annexe 2 : Protocole d'alignement des lignes d'amarrage

Lors de la mise en place des essais expérimentaux, il est indispensable de vérifier l'alignement des lignes d'amarrage de la machine de fatigue. Il s'agit ici de décrire le protocole utilisé pour effectuer les réglages de coaxialité et de concentricité des lignes d'amarrage.

Matériel nécessaire

Il est plus aisé de vérifier la coaxialité et la concentricité en utilisant un montage spécifique (cylindre creux) s'emboîtant parfaitement sur les lignes d'amarrage de la machine. Il est également nécessaire de se munir d'un comparateur, d'un support aimanté et d'une clé allen anglaise de taille $\frac{1}{4}$.

Démarche

Le principe est de s'assurer, dans un premier temps, de la coaxialité des deux lignes d'amarrage (inférieure et supérieure) puis, de les aligner de manière à ce qu'elles soient concentriques.

Coaxialité

Monter le montage cylindrique spécifique sur la ligne d'amarrage inférieure et aimanter sur celui-ci le comparateur et son support. S'assurer de l'activation des limites de position et de charge de la machine de fatigue. Faire monter la ligne d'amarrage inférieure pour pouvoir placer le comparateur sur la ligne supérieure. Initialiser le comparateur à 0 puis le faire monter le long d'une ligne verticale pour regarder son évolution. Vérifier également son évolution le long d'une autre ligne verticale située à 90° de la première. Régler alors la coaxialité du montage en jouant sur le serrage des vis de réglage correspondantes situées sur la ligne « A ». On dévissera au préalable les vis opposées à celles que l'on doit resserrer. Ces vis jouent sur un plateau hémisphérique qui permet de corriger l'angle de la ligne d'amarrage supérieure. Répéter l'opération jusqu'à obtenir un montage coaxial. Une précision de 2 à 3 centièmes de millimètre est suffisante.

Concentricité

En utilisant le même montage, régler la concentricité en faisant tourner le comparateur et en notant son évolution autour de la ligne d'amarrage supérieure. Le réglage s'effectue ici sur les vis de la ligne « C ». Ces vis jouent sur un plateau plan qui bouge horizontalement. On pourra vérifier les résultats pour différentes hauteurs sur la ligne d'amarrage supérieure. Une fois les réglages terminés, repousser au contact toutes les vis qui n'ont pas été serrées.

Les réglages de l'alignement des lignes d'amarrage peuvent être légèrement modifiés au cours des essais de fatigue. C'est pourquoi l'alignement doit être vérifié au minimum une fois par semaine ou bien tous les 2 à 3 essais.

Annexe 3 : Récapitulatif des résultats d'essais

Cette annexe rassemble l'ensemble des résultats des essais de fatigue menés à l'ENSMA ou à SNECMA pour l'étude décrite dans ce manuscrit. On recense les essais préliminaires à la thèse menés par SNECMA et les essais réalisés pendant la thèse à l'ENSMA et à SNECMA.

Essais préliminaires SNECMA

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (µm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
200	FK0004	TAL3	rayure	25	1050	0,05	-	Non rompu
200	FK0004	TTL1	rayure	25	1050	0,05	-	Non rompu
200	FK0004	TAL4	rayure	50	1050	-0,25	-	Non rompu
200	FK0004	TAL9	rayure	50	1050	-0,25	-	Non rompu
200	FK0004	TAL5	rayure	50	800	-0,25	138800	Non rompu
200	FK0004	TAL6	rayure	50	800	-0,25	1255825	Rompu côté A
550	FK0004	TAL7	rayure	50	1050	0,05	10569	Rompu côté A
550	FK0004	TTL3	rayure	50	1050	0,05	6895	Rompu côté B
550	FK0004	TAL10	rayure	50	800	0,05	17960	Rompu côté A
550	FK0004	TAL8	rayure	50	1050	-0,25	5396	Rompu côté A
550	FK0004	TTL2	rayure	50	1050	-0,25	5813	Rompu côté A
550	FK0004	TAL12	rayure	50	800	-0,25	6556	Rompu côté B
550	FK0004	TAL11	rayure	25	800	0,05	2040507	Non rompu
550	FK0004	TAL13	rayure	25	800	-0,25	1998562	Non rompu
550	FK0004	TAL14	choc	100	1050	0,05	9037	Rompu côté A
550	FK0004	TTL4	choc	100	1050	0,05	5522	Rompu côté A
550	FK0004	TAL16	choc	100	800	0,05	42869	Rompu côté A
550	FK0004	TTL6	choc	100	800	0,05	29896	Rompu côté A
550	FK0004	TAL15	choc	100	1050	-0,25	8736	Rompu côté A
550	FK0004	TTL5	choc	100	1050	-0,25	4741	Rompu côté B
550	FK0004	TAL17	choc	100	800	-0,25	19426	Rompu côté A
550	FK0004	TAL18	choc	100	800	-0,25	28845	Rompu côté A

Tableau A3-1. Résultat des essais menés à SNECMA avant la thèse.

Essais ENSMA

T (°C)	Lot	Eprouvette	Type anomalie	prof. (µm)	σ_{max}	Rσ	Nexp_final	Statut
450	FK000072	1EG	rayure	150	1050	0,05	7011	Rompu côté A
450	FK000072	2GG	rayure	150	1050	0,05	9740	Rompu côté B
450	FK000072	2AC	rayure	150	800	0,05	37144	Rompu côté B
450	FK000072	2CD	rayure	50	1050	0,05	15830	Rompu côté A
450	FK000072	2FD	rayure	50	800	0,05	58304	Non rompu
450	FK000072	2GD	choc	200	1050	0,05	9916	Rompu côté A
450	FK000072	2FG	choc	200	800	0,05	36755	Rompu côté A
550	FK000072	1ED	rayure	150	1050	0,05	5723	Rompu côté A
550	FK000072	1FC	rayure	150	1050	0,05	4611	Rompu côté B
550	FK000072	1FD	rayure	150	800	0,05	25294	Rompu côté B
550	FK000072	1HC	rayure	150	800	0,05	19066	Rompu côté B
550	FK000072	1DG	rayure	150	800	0,05	14150	Rompu côté A
550	FK000072	1HD	rayure	150	800	0,05	15924	Rompu côté A
550	FK000072	2AG	rayure	50	1050	0,05	9225	Rompu côté B
550	PA541648	6I2	rayure	50	1050	0,05	5558	Rompu côté A
550	FK000072	1GC	rayure	50	800	0,05	653065	Non rompu
550	PA541648	3A2	rayure	50	800	0,05	19091	Rompu côté A
550	FK000072	1HG	rayure	50	800	0,05	100000	Non rompu

20	FK000072	1FG	choc	200	Rompu à froid sans cyclage			Rompu côté A & B
550	FK000072	2HD	choc	200	1050	0,05	6012	Rompu côté A
550	PA541648	3C2	choc	200	1050	0,05	4702	Rompu côté A
550	FK000072	1GG	choc	200	1050	0,05	6116	Rompu côté A
550	FK000072	2EC	choc	200	800	0,05	23111	Rompu côté A
550	FK000072	1GD	choc	200	800	0,05	21016	Rompu côté A
550	FK000072	2CC	choc	200	800	0,05	15486	Rompu côté A
550	FK000072	1EC	choc	200	800	0,05	14862	Rompu côté B
550	FK000072	2BC	choc	200	800	0,05	200	Non rompu
550	PA541648	3C3	choc	200	800	0,05	20480	Rompu côté A
550	PA541648	2C3	choc	100	1050	0,05	5736	Rompu côté A
550	PA541648	2C4	choc	100	1050	0,05	8001	Rompu côté A
550	PA541648	2C1	choc	100	800	0,05	43404	Rompu côté A
550	PA541648	2C2	choc	100	800	0,05	39211	Rompu côté B
550	PA541648	3A3	semi elliptique	100	800	0,05	9608	Rompu côté B
550	PA541648	6A2	semi elliptique	100	800	0,05	7775	Rompu côté B
550	PA541648	6I3	semi elliptique	100	800	0,05	9641	Rompu côté B
550	PA541648	5I2	semi elliptique	50	800	0,05	50000	Non rompu
					1050	0,05	5950	Rompu côté A
550	PA541648	7I3	semi circulaire	100	800	0,05	12588	Non rompu
550	PA541648	3A1	semi circulaire	100	800	0,05	24903	Rompu côté A

Tableau A3-2. Résultat des essais "matrice" réalisés à l'ENSMA pendant la thèse.

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (µm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
Anomalies introduites après le traitement thermique								
550	PA541648	6A1	choc	200	800	0,05	18835	Rompu côté A
550	PA541650	3A4	choc	200	800	0,05	23155	Rompu côté B
550	PA541648	5K1	rayure	150	800	0,05	13373	Rompu côté A
550	PA541648	3B3	rayure	150	800	0,05	15048	Rompu côté A
550	PA541649	6C2	semi elliptique	100	800	0,05	11457	Rompu côté B
550	PA541650	6B4	semi elliptique	100	800	0,05	25026	Rompu côté B
550	PA541648	3A5	semi circulaire	100	800	0,05	>32402	Non rompu
Anomalies introduites avant le traitement thermique								
550	PA541648	6F3	choc	200	800	0,05	9002	Rompu côté A
550	PA541648	1C2	choc	200	800	0,05	8595	Rompu côté A
550	PA541648	6F1	choc	200	800	0,05	8615	Rompu côté A
550	PA541648	6I4	rayure	150	800	0,05	6907	Rompu côté A
550	PA541648	2A4	rayure	150	800	0,05	7224	Rompu côté B
550	PA541648	6C1	rayure	150	800	0,05	7994	Rompu côté A
550	PA541648	6A3	semi elliptique	100	800	0,05	11805	Rompu côté B
550	PA541648	2B5	semi elliptique	100	800	0,05	9287	Rompu côté B
550	PA541648	6C3	semi circulaire	100	800	0,05	>14693	Non rompu
Rayures introduites par plusieurs passes de l'outil de 5 à 10µm								
550	PA541648	6B2	rayure	150	800	0,05	16199	Rompu côté A
550	PA541648	6D1	rayure	150	800	0,05	11710	Rompu côté A
Mise en compression à -900MPa à 20°C avant l'essai de fatigue								
550	PA541648	3B5	rayure 718DA	150	800	0,05	17400	Rompu côté A
550	PA541648	6B3	rayure après TTh	150	800	0,05	12710	Rompu côté B
550	PA541648	6D2	rayure avant TTh	150	800	0,05	7610	Rompu côté B
550	PA541648	2FC	choc 718DA	200	800	0,05	21032	Rompu côté A
550	PA541648	2B2	choc après TTh	200	800	0,05	16207	Rompu côté B
550	PA541648	6F4	choc avant TTh	200	800	0,05	9054	Rompu côté B

Tableau A3-3. Résultat des essais spécifiques réalisés à l'ENSMA pendant la thèse.

Essais SNECMA

T°C	Lot	Eprouvette	Type défaut	p obj (µm)	Smax	Rs	Nexp_fin al	Statut
450	PA541648	9B1	rayure	50	1050	0,05	22513	Rompu côté B
450	PA541648	9B2	rayure	50	1050	0,05	13243	Rompu côté A
450	PA541648	9C1	rayure	50	800	0,05	652866	Rompu côté B
450	PA541648	9C2	rayure	50	800	0,05	1674261	Rompu côté B
550	PA541648	9E3	rayure	25	1050	0,05	57238	Non rompu
550	PA541648	9H1	rayure	25	1050	0,05	35286	Rompu côté A
550	PA541648	9G2	rayure	25	800	0,05	263502	Non rompu
550	PA541648	9G1	rayure	25	1050	-0,25	7646	Rompu côté B
550	PA541648	9G3	rayure	25	800	-0,25	1051401	Non rompu
550	PA541648	9H2	rayure	150	1050	0,05	3137	Rompu côté A
550	PA541648	9J3	rayure	150	1050	0,05	2387	Rompu côté B
550	PA541648	9J1	rayure	150	800	0,05	15804	Rompu côté B
550	PA541648	9H3	rayure	150	1050	-0,25	2560	Rompu côté B
550	PA541648	9J2	rayure	150	800	-0,25	16253	Rompu côté B
550	PA541648	1A3	rayure	50	1050	0,5	15630	Rompu côté A
550	PA541648	1A4	rayure	50	1050	0,5	16633	Rompu côté A
550	PA541648	8A4	rayure - essai fluage (temps maintien 300s)	50	800	0,05	4286	Non rompu
550	PA541648	8A1	rayure - essai fluage (temps maintien 300s)	50	800	0,05	4004	Non rompu
550	PA541648	1A5a	choc	100	1050	0,5	14043	Rompu côté B
		1A5b			1050		14043	Rompu côté B
550	PA541648	2A2a	choc	100	1050	0,5	16506	Rompu côté B
		2A2b			1050		16506	Rompu côté B
550	PA541648	2A3a	choc - essai fluage (temps maintien 300s)	100	800	0,05	4152	Non rompu
		2A3b			800		4152	Non rompu
550	PA541648	6A4a	choc - essai fluage (temps maintien 300s)	100	800	0,05	4523	Non rompu
		6A4b			800		4523	Non rompu
600	PA541648	9B3	rayure	50	1050	0,05	4355	Rompu côté A
600	PA541648	9C3	rayure	50	1050	0,05	4649	Rompu côté B
600	PA541648	9D1	rayure	50	800	0,05	114386	Rompu côté A
600	PA541648	9D2	rayure	50	800	0,05	390608	Rompu côté A
600	PA541648	9A2	rayure	50	800	0,05	1000000	Non rompu
600	PA541648	9A3	rayure	50	800	0,05	1000000	Non rompu
600	PA541648	9E1	rayure - essai fluage (temps maintien 300s)	50	1050	0,05	326	-
600	PA541648	9E2	rayure - essai fluage (temps maintien 300s)	50	1050	0,05	416	-
600	PA541648	9D3	rayure - essai fluage (temps maintien 300s)	50	800	0,05	6039	-
600	PA541648	9A1	choc	100	800	0,5	19029	Rompu côté B
600	PA541648	2A1	choc	100	800	0,5	19339	Rompu côté A

Tableau A3-4. Résultat des essais menés à SNECMA pendant la thèse.

Annexe 4 : Caractérisation dimensionnelle des anomalies

Toutes les anomalies de surface introduites dans les éprouvettes et testées à l'ENSMA ont été mesurées par la méthode de la réplique. Les résultats de ces caractérisations dimensionnelles sont résumés ici.

Anomalies de type rayure

Réalisation	Eprouvette	Profondeur (mm)	Longueur (mm)	Largeur (μm)	Angle (°)	Rayon (μm)
SNECMA	1DGa	0,189	0,97	409,7	89,5	26,4
SNECMA	1DGb	0,169	1,01	383,8	91,8	30,8
SNECMA	1FCa	0,182	1,01	395,4	85,9	23,1
SNECMA	1FCb	0,180	1,01	393,7	89,8	39,9
SNECMA	2BGa	0,175	0,99	397,0	96,5	21,8
SNECMA	2BGb	0,178	1	383,8	88,0	29,5
SNECMA	1HDa	0,182	0,98	398,7	91,9	28,6
SNECMA	1HDb	0,173	1,01	391,0	90,0	35,8
SNECMA	1EGa	0,186	0,98	425,7	89,4	29,2
SNECMA	1EGb	0,177	0,99	393,7	90,6	29,2
SNECMA	1FDa	0,181	0,94	397,0	90,0	28,1
SNECMA	1FDb	0,183	0,98	402,5	90,9	35,5
SNECMA	1EDa	0,182	0,98	397,6	93,2	27,0
SNECMA	1EDb	0,176	1	394,3	89,5	37,7
SNECMA	2ACa	0,178	0,99	394,8	92,9	27,0
SNECMA	2ACb	0,180	1,01	427,3	93,4	46,0
SNECMA	2GGa	0,179	0,94	398,7	92,0	24,2
SNECMA	2GGb	0,186	0,99	416,9	90,0	33,3
SNECMA	1HCa	0,165	0,92	366,7	85,8	20,1
SNECMA	1HCb	0,158	0,99	362,3	91,4	35,5
ENSMA	1DDa	0,102	1,055	254,4	89,5	47,6
ENSMA	1DDb	0,039	0,957	110,1	91,4	53,7
ENSMA	1GCa	0,056	1,086	168,0	93,3	32,2
ENSMA	1GCb	0,064	1,088	166,9	91,6	28,4
ENSMA	1HGa	0,050	1,065	148,7	94,4	39,5
ENSMA	1HGb	0,013	1,099	62,8	102,2	38,0
ENSMA	2AGa	0,040	1,039	106,3	94,1	22,1
ENSMA	2AGb	0,054	1,091	150,4	90,5	43,2
ENSMA	2CDa	0,045	1,096	131,7	91,7	49,3
ENSMA	2CDB	0,039	1,002	92,0	94,1	27,9
ENSMA	2CGa	0,011	1,199	74,9	116,1	64,9
ENSMA	2CGb	0,017	1,139	86,5	95,4	34,3
ENSMA	2DDa	0,023	1,264	83,2	92,5	31,0
ENSMA	2DDb	0,026	1,105	98,6	92,0	35,7
ENSMA	2EGa	0,102	1,091	251,7	90,2	38,5
ENSMA	2EGb	0,050	1,108	141,0	93,2	31,2
ENSMA	2FDa	0,045	1,103	132,8	91,8	45,5
ENSMA	2FDb	0,061	1,105	164,1	89,9	40,2
ENSMA	2B1a	0,171	1,049	519,8	93,1	143,5*
ENSMA	2B1b	0,174	1,1	410,3	92,4	34,7
ENSMA	3B5a	0,170	1,105	396,5	91,5	43,2
ENSMA	3B5b	0,166	1,125	388,3	92,6	43,0
ENSMA	2A5a	0,182	0,879	524,2	91,8	141,5*
ENSMA	2A5b	0,175	0,885	494,0	91,3	138*
ENSMA	2B3a	0,156	1,097	465,8	91,8	139*
ENSMA	2B3b	0,165	1,058	490,7	92,5	139*
ENSMA	2A4a	0,181	1,1	376,3	92,4	26,3
ENSMA	2A4b	0,177	1,041	363,0	91,7	23,0
ENSMA	6I4a	0,157	1,083	314,3	93,2	22,8
ENSMA	6I4b	0,179	0,988	392,3	92,4	55,5
ENSMA	3A2a	0,075	1,157	162,5	93,1	16,0
ENSMA	3A2b	0,075	1,196	166,3	91,4	13,0

ENSMA	6I2a	0,076	1,238	180,1	90,4	23,0
ENSMA	6I2b	0,079	1,213	175,2	93,4	12,4
ENSMA	3B3a	0,165	1,083	359,6	91,2	24,8
ENSMA	3B3b	0,181	1,033	398,3	91,4	24,7
ENSMA	5K1a	0,163	1,06	351,4	94,5	28,2
ENSMA	5K1b	0,169	1,097	361,3	91,6	25,5
ENSMA	6B2a	0,182	1,067	374,6	89,0	11,35
ENSMA	6B2b	0,161	1,082	335,9	90,3	8,5
ENSMA	6B3a	0,176	1,035	391,2	92,2	30
ENSMA	6B3b	0,168	1,05	367,9	92,6	25,2
ENSMA	6C1a	0,176	1,022	387,9	92,3	26,25
ENSMA	6C1b	0,160	1,065	359,7	93,0	24
ENSMA	6D1a	0,172	1,057	357,5	91,3	7,85
ENSMA	6D1b	0,154	1,078	317,7	93,1	17,8
ENSMA	6D2a	0,165	1,063	363,5	93,2	23
ENSMA	6D2b	0,177	1,097	377,9	89,0	33,5

Tableau A4-1. Récapitulatif des caractérisations dimensionnelles des anomalies de type rayure testées à l'ENSMA.

Anomalies de type choc

Réalisation	Eprouvette	Profondeur (mm)	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Angle1 (°)	Angle2 (°)
SNECMA	1ECa	0,218	2,004	0,511	56,5	57,0
SNECMA	1ECb	0,223	2,05	0,514	55,4	56,5
SNECMA	2BCa	0,200	2,012	0,533	58,1	54,5
SNECMA	2BCb	0,201	2,043	0,541	59,5	54,6
SNECMA	2GDa	0,165	2,036	0,549	55,8	57,6
SNECMA	2GDb	0,192	2,028	0,541	57,2	57,9
SNECMA	2ECa	0,207	2,061	0,549	54,1	59,0
SNECMA	2ECb	0,208	2,043	0,549	57,9	56,8
SNECMA	2FGa	0,209	2,048	0,549	57,6	57,2
SNECMA	2FGb	0,190	2,083	0,551	56,5	58,0
SNECMA	2CCa	0,191	2,039	0,546	56,1	58,6
SNECMA	2CCb	0,196	2,044	0,549	57,2	58,2
SNECMA	1FGa	0,189	2,048	0,544	57,8	57,0
SNECMA	1FGb	0,194	2,058	0,539	54,5	60,4
SNECMA	1GGa	0,201	2,04	0,541	57,0	57,5
SNECMA	1GGb	0,199	2,044	0,541	59,6	58,0
SNECMA	1GDa	0,196	2,061	0,544	56,5	57,1
SNECMA	1GDb	0,193	2,056	0,559	58,7	56,2
SNECMA	2HDa	0,193	2,035	0,544	57,3	55,2
SNECMA	2HDb	0,201	2,04	0,544	54,3	59,4
SNECMA	2C1a	0,102	2,002	0,474	55,1	56,4
SNECMA	2C1b	0,099	2,009	0,484	54,8	54,3
SNECMA	2C2a	0,099	2,041	0,494	55,3	56,5
SNECMA	2C2b	0,100	2,029	0,484	55,1	54,6
SNECMA	2C3a	0,099	2,011	0,49	56,9	54,7
SNECMA	2C3b	0,103	2,008	0,46	54,3	56,8
SNECMA	2C4a1	0,102	2,043	0,482	55,0	57,0
SNECMA	2C4a2	0,097	-	-	57,6	57,2
SNECMA	2C4b	0,095	1,999	0,472	56,0	55,2
SNECMA	2C5a	0,099	2,022	0,489	55,3	56,2
SNECMA	2C5b	0,086	2,032	0,489	53,3	56,6
SNECMA	3C1a	0,102	2,044	0,487	56,9	56,6
SNECMA	3C1b	0,096	2,044	0,481	57,0	56,9
SNECMA	3C2a	0,194	2,004	0,47	57,1	56,0
SNECMA	3C2b	0,204	2,027	0,482	56,0	55,7
SNECMA	3C3a	0,191	2,041	0,484	56,0	56,8
SNECMA	3C3b	0,212	2,003	0,472	56,8	55,9
SNECMA	2B2a	0,188	1,938	0,513	121,9	121,7
SNECMA	2B2b	0,213	1,94	0,511	122,8	123,6
SNECMA	6A1a	0,213	1,91	0,503	122,9	122,2
SNECMA	6A1b	0,207	1,895	0,49	123,2	122,0

SNECMA	3A4a	0,214	1,903	0,513	123,7	121,8
SNECMA	3A4b	0,219	1,9	0,502	123,4	122,2
SNECMA	6F3a	0,192	1,915	0,5	122,8	122,6
SNECMA	6F3b	0,185	1,925	0,495	125,1	121,5
SNECMA	6F4a	0,196	1,912	0,462	125,5	124,0
SNECMA	6F4b	0,192	-	0,45	122,5	126,2
SNECMA	6F2a	0,195	1,907	0,452	127,2	125,6
SNECMA	6F2adouble	0,179	1,907	0,457	125,6	124,2
SNECMA	6F2b	0,196	1,902	0,453	124,5	123,9
SNECMA	1C2a	0,198	1,907	0,457	123,9	125,5
SNECMA	1C2b	0,194	1,905	0,455	126,5	124,3
SNECMA	6F1a	0,194	1,915	0,492	122,6	124,3
SNECMA	6F1b	0,193	1,908	0,492	123,3	123,2
SNECMA	2EDa	0,190	1,992	0,458	121,0	122,6
SNECMA	2EDb	0,168	1,9	0,45	123,7	125,0
SNECMA	2FCa	0,179	1,898	0,46	124,4	124,0
SNECMA	2FCb	0,191	1,91	0,467	123,7	125,0
SNECMA	2GCa	0,091	1,975	0,457	121,7	123,2
SNECMA	2Gcb	0,097	1,97	0,457	122,7	122,4
SNECMA	2Dga	0,078	1,962	0,453	125,7	120,6
SNECMA	2Dgb	0,087	1,972	0,465	122,6	128,8
SNECMA	2BDa	0,092	2,013	0,467	123,2	127,8
SNECMA	2BDb	0,095	1,965	0,453	122,5	124,5
SNECMA	2HCa	0,085	1,987	0,472	123,5	127,5
SNECMA	2HCb	0,090	2,027	0,483	124,3	122,5

Tableau A4-2. Récapitulatif des caractérisations dimensionnelles des anomalies de type choc testées à l'ENSMA.

Anomalies semi elliptiques et semi circulaires

Anomalies semi elliptiques			
Réalisation	Eprouvette	Profondeur (mm)	Longueur (mm)
ENSMA	3A3 a	0,081	2,205
ENSMA	3A3 b	0,083	2,226
ENSMA	6A2 a	0,062	1,93
ENSMA	6A2 b	0,110	2,57
ENSMA	6I3 a	0,059	1,885
ENSMA	6I3 b	0,081	2,221
ENSMA	5I2 a	0,041	1,567
ENSMA	5I2 b	0,038	1,517
ENSMA	2B5a	0,078	2,169
ENSMA	2B5b	0,068	2,029
ENSMA	6A3a	0,054	1,799
ENSMA	6A3b	0,051	1,760
ENSMA	6C2a	0,039	1,530
ENSMA	6C2b	0,059	1,890
ENSMA	6B4a	0,029	1,320
ENSMA	6B4b	0,045	1,650
Anomalies semi circulaires			
Réalisation	Eprouvette	Profondeur (mm)	Rayon-surface (mm)
ENSMA	7I3a	0,050	0,116
ENSMA	7I3b	0,077	0,102
ENSMA	3A1a	0,110	0,125
ENSMA	3A1b	0,106	0,121
ENSMA	3A5a	0,108	0,107
ENSMA	3A5b	0,114	0,108
ENSMA	3B2a	0,097	0,108
ENSMA	3B2b	0,111	0,105
ENSMA	6B1a	0,109	0,105
ENSMA	6B1b	-	0,105
ENSMA	6C3a	-	0,108
ENSMA	6C3b	-	0,103

Tableau A4-3. Récapitulatif des caractérisations dimensionnelles des anomalies semi elliptiques et semi circulaires testées à l'ENSMA.

Annexe 5 : Calcul théorique de flambage

Cette annexe a pour but de détailler le calcul théorique de flambage sur les éprouvettes KBr utilisées au cours de la thèse. Pour ce calcul, on considère la partie utile de l'éprouvette comme une poutre d'inertie constante soumise à un effort normal de compression simple. La charge critique de flambage théorique F_c est alors donnée par la formule (A5-1) suivante :

$$F_c = \frac{\pi^2 EI}{l_c^2} \quad (\text{A5-1})$$

Où E est le module d'Young du matériau, I est le moment quadratique de la poutre et l_c est la longueur de flambage de la poutre. Comme l'illustre la figure A5-1, la longueur l_c dépend des conditions aux limites de la poutre et correspond à la distance séparant deux points d'inflexion de la déformée de la poutre.

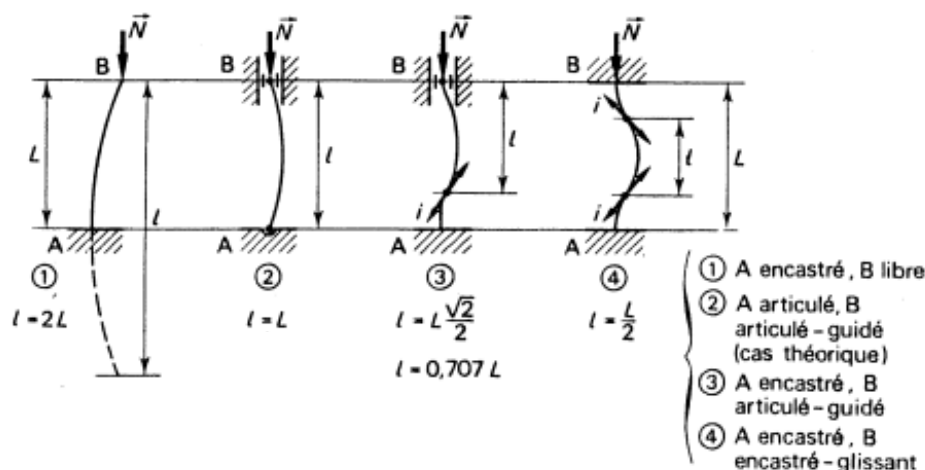


Figure A5-1. Modes de flambage en fonction des conditions aux limites de la poutre.

Dans notre cas, lorsque l'éprouvette est montée sur les lignes d'amarrage de la machine d'essai, on peut considérer que la poutre est encastée d'un côté et libre de l'autre. Dans ce cas de figure, la longueur de flambage l_c est égale à deux fois la longueur L de la poutre. La zone utile de l'éprouvette a une section rectangulaire. Donc son moment quadratique peut être calculé avec la formule (A5-2) suivante :

$$I = \frac{b.h^3}{12} \quad (\text{A5-2})$$

Où b est la largeur de la poutre et h son épaisseur. Nous possédons donc toutes les données nécessaires pour calculer la charge critique de flambage des éprouvettes utilisées au cours de cette étude. La longueur de la zone section utile des éprouvettes est de 22 mm, sa largeur 8,3 mm et son épaisseur 3,5 mm. Le module d'Young de l'Inconel 718DA à température ambiante est, d'après les données fournies par SNECMA, de 201700 MPa. Avec ces valeurs, on calcule une charge critique théorique de flambage $F_c = 30,46$ kN. Ce résultat est en accord avec la valeur expérimentale puisque la charge expérimentale de flambage obtenue est de 31,35 kN.

Annexe 6 : Compléments de la caractérisation de la phase δ par analyse d'image

En complément des données fournies dans le chapitre D sur l'influence du traitement thermique de relaxation des contraintes sur la phase δ de l'Inconel 718DA, nous fournissons ici les distributions des longueurs, largeurs et diamètres équivalents des particules de phase δ caractérisées par analyse d'image.

Analyse sur l'Inconel 718DA

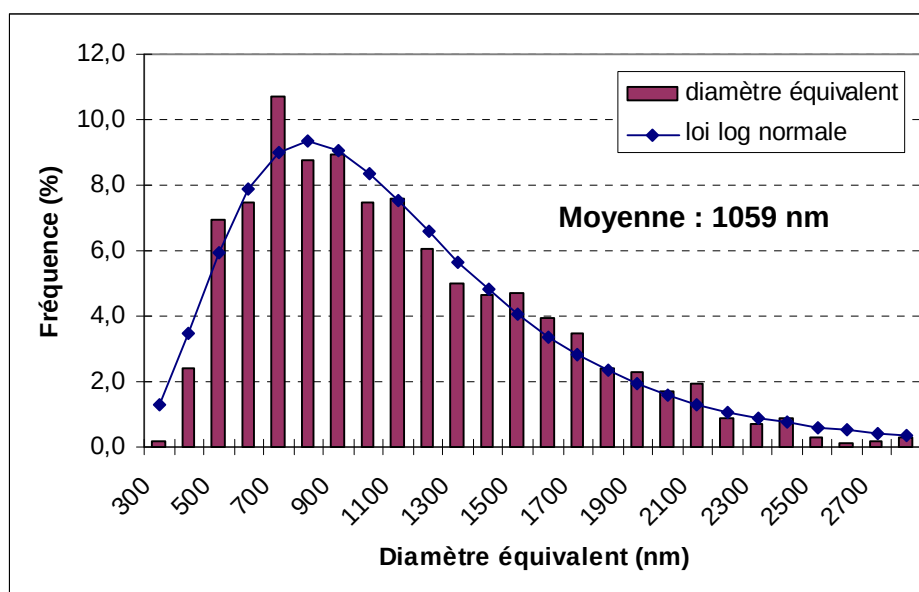


Figure A6-1. Distribution et loi log normale du diamètre équivalent des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour l'Inconel 718DA.

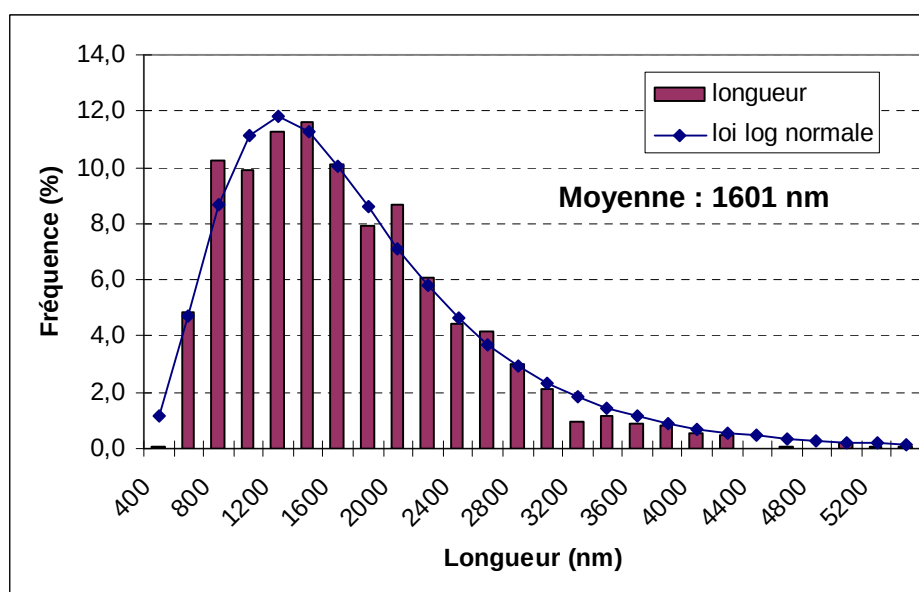


Figure A6-2. Distribution et loi log normale de la longueur des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour l'Inconel 718DA.

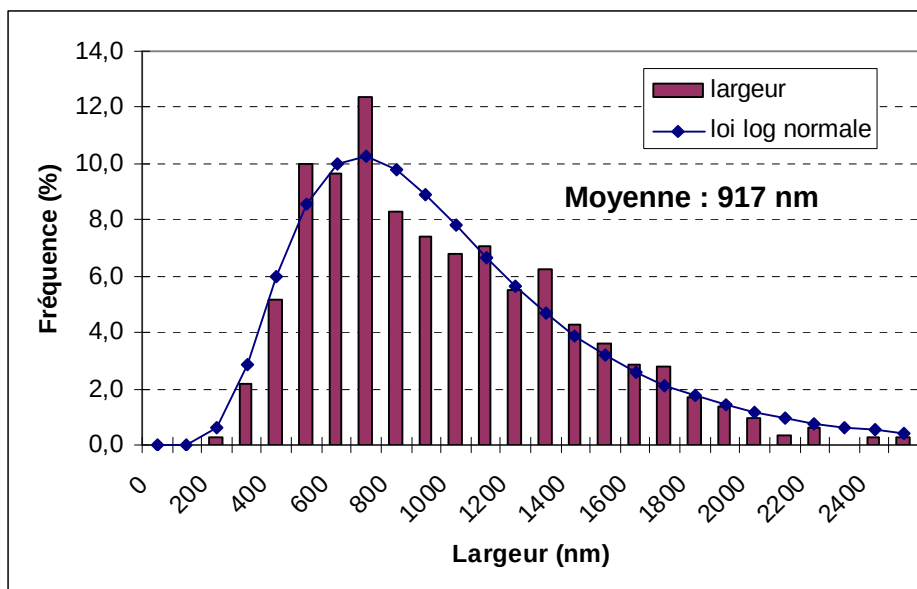


Figure A6-3. Distribution et loi log normale de la largeur des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour l'Inconel 718DA.

Analyse sur le matériau traité thermiquement

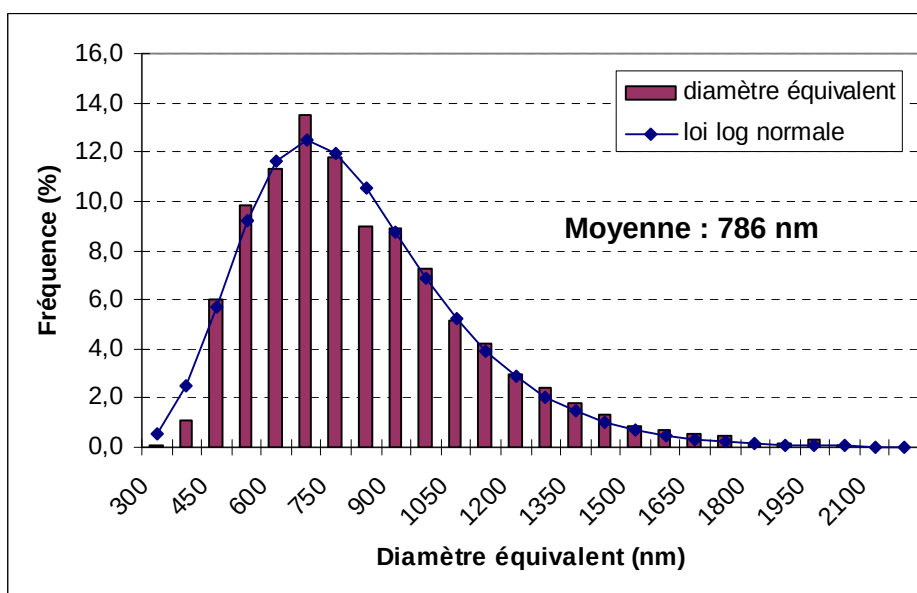


Figure A6-4. Distribution et loi log normale du diamètre équivalent des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour le matériau traité thermiquement.

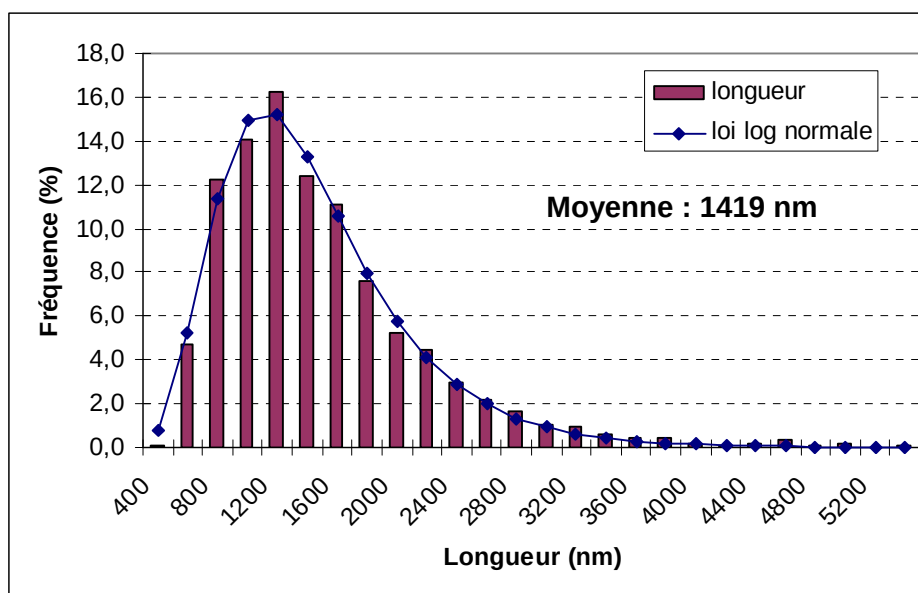


Figure A6-5. Distribution et loi log normale de la longueur des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour le matériau traité thermiquement.

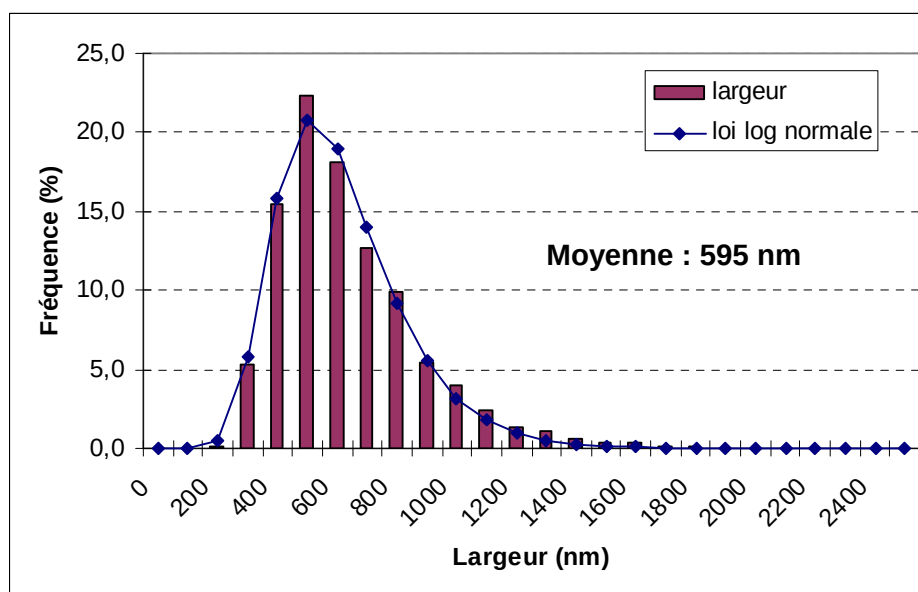


Figure A6-6. Distribution et loi log normale de la largeur des particules de phase δ mesurées par analyse d'image pour le matériau traité thermiquement.