HAL
open science

Caractérisation de la tenue mécanique en fatigue de pièces en alliage de titane Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr contenant des défauts

Benoit Voillot

To cite this version:

Benoit Voillot. Caractérisation de la tenue mécanique en fatigue de pièces en alliage de titane Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr contenant des défauts. Mécanique des solides [physics.class-ph]. Université Paris Saclay (COmUE), 2018. Français. NNT : 2018SACLN012 . tel-01841469

HAL Id: tel-01841469

https://theses.hal.science/tel-01841469v1

Submitted on 17 Jul 2018

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

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

université PARIS-SACLAY

NNT : 2018SACLN012

Thèse de doctorat

école normale supérieure paris–saclay

Caractérisation de la tenue mécanique en fatigue de pièces en alliage de titane Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr contenant des défauts

Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay
préparée à l'Ecole Normale Supérieure de Cachan
(Ecole Normale Supérieure Paris-Saclay)

Ecole doctorale n°579
Sciences mécaniques et énergétiques, matériaux et géosciences
Spécialité de doctorat : Solides, structures et matériaux

Thèse présentée et soutenue à l'Ecole Normale Supérieure Paris-Saclay,
le 19 mars 2018, par

M. Benoît Voillot

Composition du Jury :

M. Vincent Ji Professeur des Universités ICMMO / U-PSUD	(Président)
M. Sylvain Calloch Professeur des Universités iRDL / ENSTA Bretagne	(Rapporteur)
M. Yves Nadot Professeur des Universités Institut P' / ENSMA	(Rapporteur)
M. Franck Morel Professeur des Universités LAMPA / ENSAM Angers	(Examinateur)
M. François Hild Directeur de Recherche CNRS LMT / ENS Paris–Saclay	(Directeur)
M. René Billardon Ingénieur Safran Landing Systems	(Encadrant)
M. Francis Soniak Ingénieur Safran Landing Systems	(Encadrant)

Table des matières

Table des matières i

Table des figures iii

Liste des tableaux xix

1 De la microstructure au comportement cyclique macroscopique de l'alliage Ti5553 11

1 Alliages de titane et leur utilisation dans le domaine de l'aéronautique . . 11
2 Résistance mécanique des nuances Ti5553 et Ti64 21
3 Résultats expérimentaux sur la nuance Ti5553 26
3.1 Essai de traction monotone de l'éprouvette P2 28
3.2 Essai de traction monotone de l'éprouvette P1 34
3.3 Essai de traction monotone de l'éprouvette P3 38
3.4 Essai de traction cyclique de l'éprouvette P10 41
3.5 Essai de traction sur une autre machine de l'éprouvette P10 44
3.6 Essai de traction de l'éprouvette P4 48
3.7 Essai de traction de l'éprouvette D2 50
3.8 Essai de traction de l'éprouvette P7 52
3.9 Essai de traction de l'éprouvette P11 54
3.10 Essai de traction de l'éprouvette P10 58
3.11 Essai de traction de l'éprouvette D4 60
4 Conclusion 61

2 Analyse de contraintes in-situ et résiduelles par Diffraction des rayons X 63

1 Validation of registration techniques applied to XRD signals for stress evaluations in titanium alloys 64
1.1 Résumé de l'article 64
1.2 Introduction 64
1.3 Studied alloys 65
1.4 Experimental setup 70
1.5 Stress extraction 74
1.6 Results of stress analyses 80
1.7 Conclusions 95

2 Analyses complémentaires de contraintes résiduelles 96
2.1 Contraintes résiduelles de pièces à géométrie complexe 105
2.2 Analyses de contraintes résiduelles sur éprouvettes KBR à base carrée 110
2.3 Analyses de contraintes résiduelles sur éprouvettes KBR au synchrotron 116
3 Conclusion 122

3 Caractérisation de la propagation de fissure dans l'alliage Ti5553 125
1 Configuration expérimentale 125
2 Essai de propagation sur les éprouvettes M1 et M4 131
3 Recherche d'un seuil d'amorçage pour l'alliage Ti5553 145
4 Conclusion 151

4 Amorçage et propagation de fissure sur éprouvette KBR présentant un défaut 153
1 Introduction 153
2 Sévérité des défauts 157
3 Réalisation de défauts artificiels 164
3.1 Défauts micro-usinés 164
3.2 Indentation quasi-statique 166
4 Tenue en fatigue d'éprouvettes présentant des défauts artificiels 168
4.1 Protocole expérimental 170
4.2 Influence du grenaillage sur la durée de vie 174
4.3 Analyse de rupture sur défauts usinés 182
4.4 Effet du grenaillage sur des petits défauts 206
4.5 Conclusions intermédiaires 213
4.6 Défauts de coin 214
4.7 Essai sur éprouvettes avec des défauts en face de type Vickers . . . 244
4.8 Synthèse 251
4.9 Calcul de propagation de fissure 258
4.10 Modélisations des défauts par éléments finis 262
5 Synthèse finale 265

Bibliographie 271

Table des figures

1 Évolution de l'utilisation des alliages de titane et part des alliages de titane dans les avions contemporains [Peters *et al.*, 2003] 5
2 Carte d'Ashby pour le choix du matériau en fonction du rapport masse-résistance lors de la conception [Ashby, 1994] 6
3 Carte d'Ashby pour le choix du matériau en fonction de son coût de revient dans différentes industries [Ashby, 1994] 7

1.1 Evolution de l'utilisation des alliages β-métastables à haute performance dans l'aéronautique exprimée en pourcentage total de la masse de l'avion. Le Boeing 787 Dreamliner est le dernier Boeing conçu avec un train d'atterrissage en alliage β-métastable [Tomchik et Dunder, 2006, Banerjee et Williams, 2013, Cotton *et al.*, 2015] 12
1.2 Classement des alliages de titane d'après [Combres, 2016] 13
1.3 (a) Maille hexagonale compacte (hcp) de la phase α et maille cubique centrée (bcc) de la phase β de l'alliage de titane Ti5553 13
1.4 Amorçage de fissure de fatigue au niveau de nodules α [Bettaieb *et al.*, 2013] dans un alliage Ti5553 14
1.5 Comportement des alliages de titane β-métastables en fonction de la température lors des différentes phases de fabrication [Bettaieb *et al.*, 2014] 15
1.6 Processus d'obtention d'un titane β-métastable [Lütjering et Williams, 2007] 16
1.7 Utilisation de différents alliages en fonction de leur résistance mécanique attendue et des températures d'utilisation [Leyens et Peters, 2003] 17
1.8 (a) Carte EBSD d'un échantillon de l'alliage de titane Ti5553 (indexation de la phase β). Le rectangle noir est agrandi en (b). Le rectangle de la figure (b) est agrandi dans la figure 1.9 18
1.9 Carte EBSD de l'alliage Ti5553 (zoom de la figure 1.8(b)). (a) Indexation de la phase α, et (b) indexation de la phase β 19
1.10 Mise en relation de la microstructure du matériau avec les différentes étapes de fabrication de l'alliage Ti5553 [Banerjee et Williams, 2013] 19
1.11 (a) Micrographie de l'alliage Ti5553. (b) Schéma de la micrographie biphasée [Martin, 2012] 20
1.12 Carte EBSD de l'alliage Ti64. (a) Indexation de la phase α, et (b) zoom de la figure (a). (c) Micrographie de l'alliage Ti64 21

1.13 Comparaison de la réponse monotone des deux alliages de titane Ti5553 et Ti64 [Gerday, 2009] 22
1.14 Comparaison de la propagation sous chargements cycliques de 2 alliages de titane [Lütjering et Williams, 2007]. L'un présente une microstructure globulaire et l'autre une microstructure lamellaire 22
1.15 Comparaison de la tenue en fatigue de 2 alliages de titane pour un rapport de charge de 0,1 [Boyer et Briggs, 2005] 23
1.16 (a) Train d'atterrissage principal du Boeing 787. La flèche orange indique la tige coulissante de la quelle est extraite le lot de matière. Photographie par Julian Herzog [Richardson, 2016]. (b) Schéma de la jambe de train d'atterrissage du Boeing 787 Dreamliner 24
1.17 (a) Portion de tige coulissante attribuée à l'étude. (b) Modèle CAO de la découpe des éprouvettes de l'étude 25
1.18 Plan de prélèvement des éprouvettes 25
1.19 Plan des éprouvettes utilisées pour l'étude du comportement élastoplastique de l'alliage Ti5553 27
1.20 Illustrations du montage de traction. (a) Vue globale de l'essai avec caméra et objectif télécentrique G 0,25. (b) Dispositifs de mesure de température par thermocouples et extensomètre à froid 27
1.21 Image de l'éprouvette P2 pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles 28
1.22 Essai de traction monotone de l'éprouvette P2. (a) Pilotage de l'essai en déformation mesurée par extensomètre à froid. (b) Contrainte ingénieur calculée 29
1.23 Essai de traction monotone de l'éprouvette P2. (a) Comparaison des valeurs de déformations longitudinales obtenues par l'extensomètre et par CIN. (b) Déformations longitudinale et transverse mesurées par CIN . . . 30
1.24 (a) Déformation longitudinale CIN/extensomètre. (b) Déformation CIN transverse/déformation CIN longitudinale 30
1.25 Courbe contrainte/déformation (CIN et extensométrique) 31
1.26 Analyse de l'homogénéité de l'essai. Les courbes rouges sont la zone 1 (gauche), les courbes noires la zone centrale et les courbes bleues la zone droite. (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette. (b) Déformations transverses dans l'éprouvette. (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation de l'extensomètre 33
1.27 Image de l'éprouvette P1 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles 35
1.28 Essai de traction monotone. (a) Comparaison des valeurs de déformations obtenues par l'extensomètre et par CIN. (b) Déformations longitudinale et transverse 36
1.29 Contrainte longitudinale en fonction de la déformation mesurée par l'extensomètre et par CIN. On observe un écart très important entre les deux résultats 36

1.30 La courbe rouge est la zone 1 (gauche), la courbe noire la zone 2 centrale et la courbe bleue la zone trois (droite). (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette, (b) déformations transverses dans l'éprouvette, (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation extensomètre . . . 37
1.31 Image de l'éprouvette P3 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles 38
1.32 Courbes contraintes/déformations (mesurées par l'extensomètre et CIN) . 39
1.33 La courbe rouge est la zone 1 (gauche), la courbe noire la zone 2 centrale et la courbe bleue la zone trois (droite). (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette, (b) déformations transverses dans l'éprouvette, (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation extensométrique . 40
1.34 Champs de résidus (en niveaux de gris) 40
1.35 Evolution du module d'Young lors de l'essai pour les charges et décharges de l'éprouvette 41
1.36 Image de l'éprouvette P10 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont étudiées ci-dessous 41
1.37 Essai avec cycles de plasticité, (a) pilotage de l'essai en déformation (b) contrainte ingénieur 42
1.38 Comparaison des mesures de déformation par extensomètre et corrélation d'image (a). Déformations longitudinale et transverse estimées par CIN 42
1.39 Courbe contrainte/déformation de l'essai avec cycles de plasticité 43
1.40 Zones utilisées pour le calcul de flexion parasite 44
1.41 (a) Déformations longitudinales aux extrémités de la zone centrale, (b) déformations transverses, (c) rotation moyenne dans les sections montrées dans la figure 1.40 44
1.42 Image de l'éprouvette P10 testée sur la machine de traction 10T. Seule la zone maillée a pu être utilisée pour les analyses par CIN 45
1.43 Essai de traction monotone sur une machine électromécanique de capacité 10 t avec dispositif d'alignement 46
1.44 Courbes contrainte/déformation de l'essai pour les mesures avec l'extensomètre et les mesures CIN 46
1.45 Courbes contrainte/déformation de l'essai précédent et de la vérification sur la machine de traction 10 t 47
1.46 Essai cyclique. (a) Pilotage de l'essai en déformation. (b) Contrainte ingénieur calculée 49
1.47 Illustration des différents types d'écrouissage présents lors des essais [Besson *et al.*, 2009] 49
1.48 Courbe contrainte/déformation de l'essai cyclique 50
1.49 Essai cyclique piloté en déformation par extensomètre (a) pour lequel on a calculé les contraintes ingénieur dans l'éprouvette (b) 51
1.50 Forme du cycle de plasticité suivant l'historique de chargement subi par l'éprouvette D2 1.49 52

1.51 Pilotage de l'essai en déformation par extensomètre (a) et réponse en contraintes de l'éprouvette (b) 52
1.52 Comparaison du signal extensométrique et CIN par la déformation longitudinale 53
1.53 Résultats d'analyse d'auto-échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai sur l'éprouvette P7 54
1.54 Pilotage de l'essai en déformation par extensomètre (a) et réponse en contrainte ingénieur 55
1.55 Courbe contrainte/déformation de l'essai cyclique 56
1.56 Résultats d'analyse d'auto échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai sur l'éprouvette P11 57
1.57 Résultats d'analyse d'auto échauffement avec l'écart de température observé par thermocouples en fonction de l'amplitude des cycles de chargement 57
1.58 Pilotage de l'essai par extensomètre à froid et calcul de la contrainte ingénieur au cours de l'essai 58
1.59 Courbe contrainte/déformation 59
1.60 Résultats d'analyse d'auto échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai 59
1.61 Comportement thermoélastique classique de l'alliage Ti5553 (zoom des figures 1.58 et 1.60) 60
1.62 Essai dans le domaine élastique durant 11000 cycles. (a) Pilotage en déformation par extensomètre à froid, (b) contrainte ingénieur calculée . . . 61
1.63 Courbe contrainte déformation de l'essai de l'éprouvette D4 61

2.1 Micrographs of Ti64 (a) and Ti5553 (b) alloys 66
2.2 (a) EBSD orientation map of Ti64 sample (α-indexation). The black box is enlarged in sub-figure (b) 67
2.3 (a) EBSD orientation map of Ti5553 sample (β-indexation). The black rectangle is enlarged in (b). The boxed detail is shown in Figure 2.4 68
2.4 EBSD orientation map of Ti5553 sample (zoom of Figure 2.3(b)). (a) α-indexation, and (b) β-indexation 69
2.5 Diffractograms of the two studied alloys and of pure titanium powder (the same dynamic range is used for all plots) 70
2.6 *In-situ* tensile test enabling for XRD stress analyses 71
2.7 Sketch of the linear position sensor (LPS), X-ray source (X), analyzed sample S in the goniometer (after Ref. [EN15305, 2009]) 72
2.8 Sketch of a rotation of $\psi = -50°$ around χ axis and locations reached thanks to the Eulerian cradle of χ-method goniometer (after Ref. [EN15305, 2009]) 73

2.9 Coupon for *in-situ* tests. (a) Dog-bone geometry (ligament width : 6 mm, thickness : 0.5 mm, radius of the hour-glass shape : 65 mm). (b) Speckle pattern used for DIC procedures with an unpainted area to allow for XRD measurements. The area probed by the X-ray beam is depicted in orange. 74
2.10 General procedure used in stress analyses 75
2.11 Linear position sensor (LPS) and goniometer geometry 76
2.12 Peak model and notations 78
2.13 Subtraction of detector offset 80
2.14 Loading history during the *in-situ* tensile test on Ti64 alloy. The standard stress uncertainty is equal to 16 MPa 81
2.15 Root mean square residual for Ti64 alloy for the two DSC analyses 82
2.16 Longitudinal stress (expressed in MPa) field evaluated via integrated DIC at the last loading step. Online version : history of the six analyzed steps (Figure 2.14) 83
2.17 Longitudinal stress σ_ϕ in Ti64 alloy coupon measured with four different evaluation techniques. The error bars depict the root mean square difference between DSC or IDSC estimates and the applied stress. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa 84
2.18 Stress resolutions and errors for Ti64 alloy coupon. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa 85
2.19 Shear stress τ_ϕ in Ti64 alloy coupon estimated with DSC and IDSC. The error bars depict the root mean square difference between DSC or IDSC estimates and a vanishing shear stress. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa 86
2.20 Estimation of $2\theta_0$ for Ti64 alloy from the analysis of the composite strain ϵ_0. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa 87
2.21 Loading history during the *in-situ* tensile test on Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 88
2.22 Longitudinal stress (expressed in MPa) field evaluated via DIC (assuming elasticity) at the last loading step (Figure 2.21). Online version : history of the ten analyzed steps 89
2.23 Root mean square residual for Ti5553 alloy for the two DSC analyses. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 90
2.24 Longitudinal elastic strains for the 10 loading steps with the four techniques 91
2.25 Longitudinal stresses σ_ϕ in Ti5553 alloy evaluated via different techniques. The error bars depict the room mean square difference between DSC or IDSC estimates and the DIC stresses. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 92
2.26 Shear stress τ_ϕ in Ti5553 alloy coupon evaluated with DSC and IDSC. The error bars depict the room mean square difference between DSC or IDSC estimates and a vanishing shear stress. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 93

2.27 Standard resolution and error of stress evaluations in Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 94
2.28 Angle $2\theta_0$ for Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa 95
2.29 (a) Cartographie des conditions de coupe lors de la fabrication des éprouvettes analysées. (b) Micrographie de la subsurface après usinage de finition [Cox *et al.*, 2015] 97
2.30 Schéma d'une éprouvette usinée où les directions d'usinage sont indiquées [Cox *et al.*, 2015] 98
2.31 Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 20 de la figure 2.29(a) 99
2.32 Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 20 de la figure 2.29(a) 100
2.33 (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 17 de la figure 2.29(a) 101
2.34 (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 18 de la figure 2.29(a) 103
2.35 (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 19 de la figure 2.29(a) 104
2.36 (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour les différentes conditions de coupe. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'ensemble des éprouvettes analysées de la figure 2.29(a) 105
2.37 Influence de traitement de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage de titane Ti64 [Lütjering et Williams, 2007] 106
2.38 Contraintes résiduelles après un traitement de grenaillage pour une même durée d'exposition et une intensité variable dans un alliage Ti64 [Wagner et Luetjering, 1996] 107
2.39 Mesure de la rugosité d'un alliage de titane Ti5553 après un grenaillage F10A 108
2.40 Contraintes résiduelles sur une pièces avec des bords libres de type "pointe de crayon" [Jun et Korsunsky, 2010, Jun *et al.*, 2011]. Les courbes en bleu correspondent au profil de contraintes résiduelles en subsurface sur la zone sélectionnée 109
2.41 Localisation des analyses de contraintes résiduelles sur les éprouvettes KBR en face (a) et en coin (b). La surface impactée par les rayons X est indiquée par le disque orange 110
2.42 Contraintes résiduelles principales en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR 111

2.43 Contraintes résiduelles de cisaillement en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR . . . 112
2.44 Largeur des pics de diffraction en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR . . . 113
2.45 Comparaison des analyses de contraintes sur éprouvettes usinée et grenaillée . . . 114
2.46 Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur sur le coin d'une éprouvette KBR . . . 115
2.47 Comparatif de contraintes résiduelles dans différents coins d'une éprouvette KBR . . . 116
2.48 Vue globale de la ligne ID11 de l'ESRF avec le montage permettant d'étudier l'échantillon . . . 117
2.49 (a) Montage de l'échantillon de 6 $\times$ 6 mm^2 sur la ligne ID11 de l'ESRF. (b) Schéma de l'échantillon par rapport aux rayons et au détecteur [Geandier *et al.*, 2017] . . . 118
2.50 Figure de diffraction sur l'échantillon grenaillé de Ti5553. (a) Profondeur en subsurface de 25 μm. (b) Profondeur en subsurface de 250 μm . . . 119
2.51 Contraintes résiduelles ($\sigma_\phi - \sigma_{33}$) en fonction de la profondeur sur la face d'une éprouvette KBR grenaillée . . . 120
2.52 Evolution des contraintes résiduelles pour une éprouvette en acier testée pour $R_\sigma = 0,1$ à 700 MPa une valeur de contrainte proche de la limite d'endurance à deux millions de cycles pour cet acier [Guillemot, 2010] . . 121

3.1 Plan de l'éprouvette M(T) . . . 126
3.2 (a) Modèle CAO du montage de l'essai de propagation. (b-c) Vue globale du banc d'essai de propagation multi-instrumenté (support et cube séparateur, jusqu'à trois caméras photographiant la zone utile de l'éprouvette). (d) Photographie de l'essai après rupture de l'éprouvette . . . 127
3.3 Montage des caméras autour de l'éprouvette M(T) et images acquises. (a) Vue globale de l'éprouvette. La taille physique du pixel est de 6.1 μm. (b) Vue locale de l'amorce de fissure gauche renvoyée par le cube. La taille physique du pixel est de 12.2 μm . . . 128
3.4 Procédure avec changement du rapport de charge pour marquer le front de fissure . . . 129
3.5 Modèle CAO de l'éprouvette M(T). (a) Micrographie du faciès de rupture de l'éprouvette M1. Un agrandissement du carré en rouge est présenté en (b) . . . 130
3.6 Image EBSD et micrographie du faciès de rupture de l'éprouvette M1 . . . 131
3.7 Evolution du potentiel électrique adimensionné au cours des cycles lors de la propagation de la fissure dans l'éprouvette M1 . . . 132
3.8 Evolution du potentiel électrique adimensionné au cours des cycles lorsque la fissure ne se propage pas (éprouvette M2) . . . 133
3.9 Suivi par différence de potentiel électrique d'essais de propagation . . . 133

3.10 Notation pour le traitement analytique du suivi de fissure par potentiel électrique [AST, 2015] . . . 135
3.11 Evolution lors de l'essai de la longueur de fissure au cours de l'essai de propagation . . . 135
3.12 Image prise lors de l'essai de propagation avec le mouchetis de l'éprouvette et les champs de résidus sous forme de packmen du calcul de CIN intégrée . . . 138
3.13 (a) Estimation de la longueur de fissure par simulation Nasgro, potentiel électrique et CIN. (b) Estimation du facteur d'intensité des contraintes par différence de potentiel électrique et corrélation . . . 139
3.14 Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M1. (a) Estimation de la propagation de chaque front de fissure par corrélation d'image, (b) des amplitudes ΔK_I au cours de l'essai, (c) des amplitudes ΔK_{II},(d) des résidus de corrélation d'image, (e) de la taille de la zone plastique, (f) de la contrainte T . . . 141
3.15 (a) Estimation de la longueur de fissure par potentiel électrique et CIN. (b) Estimation de la longueur de fissure à droite et à gauche du défaut . . . 142
3.16 Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M4. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation d'image, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T . . . 144
3.17 Historique de chargement de l'éprouvette M5 . . . 145
3.18 Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M5. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de l'amplitude ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T . . . 147
3.19 Historique de chargement de l'éprouvette M6 . . . 148
3.20 Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M6. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de l'amplitude ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T . . . 149
3.21 Observation de propagation de fissures sur un alliage Ti64 [Hall, 1997] . . 150
3.22 Courbe de Paris pour l'éprouvette M6 . . . 151

4.1 Impact en vol de deux avions F/A-18 avec les dégâts associés [Nicholas, 2006a] . . . 154
4.2 FOD sur aube fan (a) et sur une aube de compresseur (b) et les zooms associés (c) et (d) [Nicholas, 2006a] . . . 155
4.3 FOD en service avec des défauts de même géométrie et des profondeurs différentes, le plus petit mesure 0,38 mm de profondeur, le second 1,5 mm [Nicholas, 2006a] . . . 157

4.4 influence d'un trou sur la tenue en fatigue d'un acier [Murakami et Endo, 1980]. (a) Trou usiné sur l'éprouvette à différentes profondeurs et diamètres avec un angle de 90° en fond. (b) Résultat de tenue en fatigue des éprouvettes en fonction de la profondeur du défaut 158

4.5 Modélisation d'un défaut par sa surface projetée et relation avec le facteur d'intensité des contraintes [Murakami et Endo, 1986, Murakami, 2002]. (a) Schéma du principe de projection par rapport à au plan de propagation en mode I. (b) Adéquation de l'équation (4.1) avec des données expérimentales 159

4.6 Distribution des défauts en service sur des aubes fan provenant de deux études menées par [Calcaterra, 2006] 161

4.7 Comparaison qualitative des vitesses typiques de propagation (da/dN) pour des fissures dites longues et courtes en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I [Suresh et Ritchie, 1984] 163

4.8 (a) Machine de micro-usinage Kern. (b) Montage pour les micro-usinages. (c-d) Fraise Seco utilisée pour les micro-usinages [Seco, 2017] 165

4.9 (a) Défaut usiné sur la face d'une profondeur de 65 μm. (b) Défaut usiné sur la face d'une profondeur de 250 μm. (c) Défaut usiné en coin d'une profondeur de 65 μm. (d) Défaut usiné en coin d'une profondeur de 250 μm166

4.10 Montage pour les indentations quasi-statiques 167

4.11 (a) Défaut indenté sur la face d'une profondeur de 65 μm. (b) Défaut indenté en coin d'une profondeur de 250 μm. (c) Défaut Vickers indenté sur la face d'une profondeur de 65 μm 168

4.12 Plan des éprouvettes KBR 169

4.13 Tracés des courbes de Wöhler de l'alliage de titane Ti1023 (dont le comportement est très proche de l'alliage Ti5553) en bleu et courbe de conception associée en rouge. Ces deux courbes correspondent à une probabilité de survie respective de 0,5 et 10^{-3} 171

4.14 Montage d'essai pour les éprouvettes KBR 173

4.15 (a) Maquette CAO du montage d'essai des éprouvettes KBR. (b) Eprouvette avec un défaut dans un coin. (c) Image virtuelle d'une des caméras visant l'éprouvette 173

4.16 Montage du suiveur de fissure sur les éprouvettes KBR 174

4.17 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR 7 ayant propagé à partir d'un congé de raccordement. (a) Ensemble du faciès de rupture, la flèche rouge indique la direction de propagation ; (b) les zones P indiquent un faciès de propagation et les zones D un faciès de rupture ductile ; (c) faciès d'amorçage avec propagation ; (d) zoom dans la zone de propagation ; (e) faciès de rupture ductile lors du dernier chargement ; (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules 176

4.18 Faciès de rupture d'une éprouvette Ti5553 forgée testée en fatigue [Duval, 2013], les flèches rouges indiquent le lieu d'amorçage. (1) Zone de propagation de fissure lors des cycles ; (2) rupture finale ductile ; (3) flanc des éprouvettes présentant des surfaces inclinées. (b) Zoom sur la zone de propagation ; (c) lieu d'amorçage d'une fissure 177
4.19 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR 7 ayant rompu dans un congé. La zone en rouge correspond au faciès de propagation, le reste de l'éprouvette a subi une rupture ductile lors du dernier cycle de chargement. La flèche rouge indique la direction de la propagation 178
4.20 Eprouvettes KBR ayant rompu dans les congés de raccordement (a) Eprouvette KBR usinée et non grenaillée. (b) Eprouvette KBR usinée et grenaillée 179
4.21 (a) Géométrie de l'éprouvette testée en flexion, (b) observation d'un défaut après amorçage pour un rayon a=0,1 mm [Takahashi *et al.*, 2008] . . . 180
4.22 (a) Résultats d'essais de fatigue exprimés sur la courbe de Wöhler en fonction des tailles de défauts. (b) Amplitudes de contraintes minimales à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut [Takahashi *et al.*, 2008] 181
4.23 Autre étude présentant des conclusions similaires quant aux amplitudes de contraintes minimales à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut [Sakamoto *et al.*, 2014, Sakamoto *et al.*, 2015] 182
4.24 Historique de chargement des éprouvettes KBR 183
4.25 Défaut micro-usiné sur l'éprouvette KBR44. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b) 184
4.26 Nombre de cycles à rupture de l'éprouvette KBR44 dans le diagramme de Wöhler de référence 185
4.27 Suivi par différence de potentiel de la fissure amorcée sur le défaut de l'éprouvette KBR44 185
4.28 Image de l'éprouvette KBR44 après 19000 cycles à chargement maximal. L'ouverture de la fissure est visible à l'oeil nu 186
4.29 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et des résidus de niveau de gris (b) pour l'éprouvette KBR44 188
4.30 Champs de déformation de l'éprouvette KBR44 où sont indiqués les deux points de quantification des déformations en rouge 189
4.31 Estimation des déformations au cours de l'essai en deux points d'analyse sur l'éprouvette KBR44 (cf. figure 4.30). Les droites noires sont les seuils de détections utilisés 190
4.32 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR44 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture autour des zones de défaut, (c) faciès d'amorçage avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage proche du défaut, (e) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement, (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules 192

4.33 Evolution du suivi par potentiel électrique sur trois éprouvettes de la campagne d'essai 194
4.34 Défaut micro-usiné sur l'éprouvette KBR41. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b) 195
4.35 Photographie de l'éprouvette KBR41 cassée avec les restes de la laque d'argent décollée lors de la rupture de l'éprouvette 195
4.36 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR41 196
4.37 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR41. Les droites noires sont les seuils de détection utilisés 197
4.38 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR41 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture autour des zones de défaut, (c) faciès d'amorçage avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage, (e) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement, (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules 198
4.39 Diagramme de Wöhler avec résultat de l'essai sur l'éprouvette KBR41 grenaillée présentant un gros défaut de face 199
4.40 Image du défaut micro-usiné et mesuré à une profondeur de 100 μm sur l'éprouvette KBR53. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b) 200
4.41 Evolution des cartes de CIN en déformation principale maximale (a) et en résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR53 201
4.42 Diagramme de Wöhler avec résultat de l'essai sur l'éprouvette KBR53 non grenaillée présentant un défaut de face long mais peu profond 202
4.43 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR53. Les droites noires sont les seuils de détection utilisés 203
4.44 Image du défaut micro-usiné et mesuré à une profondeur de 60 μm sur l'éprouvette KBR49 204
4.45 Comparaison des travaux de Murakami [Murakami, 2002] et des résultats obtenus sur les éprouvettes KBR49, KBR44 et KBR53 205
4.46 Image d'un défaut indenté et mesuré à une profondeur de 60 μm sur l'éprouvette KBR33 207
4.47 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR33 grenaillée présentant huit petits défauts en face 208
4.48 Image des défauts par micro-usinage et mesuré à une profondeur de 80 μm environ 208

4.49 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR6 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b-c) faciès de rupture autour des zones de défaut avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage, (e-f) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement 210
4.50 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR6 211
4.51 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR6 grenaillée présentant un petit défaut en face 212
4.52 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR6. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 213
4.53 Image du défaut par micro-usinage et mesuré à une profondeur de 250 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal 215
4.54 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR67 216
4.55 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR67 grenaillée avec un défaut en coin 217
4.56 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR67. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 218
4.57 Image des défauts d'indentation mesurés à une profondeur de 250 μm environ. (a-b) Défauts non propageants. (c) Défaut propageant 219
4.58 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR58 221
4.59 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR58 grenaillée présentant 3 défauts en face dont 1 seul a propagé 222
4.60 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arrête où se situe le défaut propageant de l'éprouvette KBR58. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 223
4.61 Image du défaut par micro-usinage mesuré à une profondeur de 270 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal 224
4.62 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR60 grenaillée présentant un défaut usiné à 270 μm de profondeur 224
4.63 Faciès de rupture de l'éprouvette KBR60 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture de propagation autour des zones de défaut 225
4.64 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR60 226

4.65 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR60. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 228
4.66 Image au microscope confocal des défauts par micro-usinage mesuré à une profondeur de 290 μm environ. (a) Vue de côté, (b) vue de face 229
4.67 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR19 230
4.68 Estimation des déformations au cours de l'essai en pointe de défauts sur l'éprouvette KBR19. Les triangles rouges représentent l'évolution de la propagation du défaut de droite. Les triangles bleus représentent l'évolution de la propagation du défaut de gauche. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection respectifs utilisés pour chaque défaut analysé 231
4.69 Image du défaut par micro-usinage mesuré à une profondeur de 60 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal 232
4.70 Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR66 non grenaillée présentant un défaut usiné de 60 μm de profondeur 232
4.71 Essai sur l'éprouvette KBR66. (a) Image de la face de droite de l'éprouvette ; (b) image de la face de gauche de l'éprouvette ; (c) champs de déformation principale maximale de la face de droite ; (d) champs de déformation principale maximale de la face de gauche ; (c) champs de résidus de la face de droite ; (d) champs de résidus de la face de gauche 234
4.72 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR66. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détections utilisés pour chaque élément analysé 235
4.73 Image des défauts créés par micro-usinage (a-b) ou indentation (c) 236
4.74 Résultat de l'éprouvette KBR59 dans le diagramme de Wöhler 237
4.75 Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR59 237
4.76 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR59. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 238
4.77 Résultat de l'éprouvette KBR45 dans le diagramme de Wöhler 239
4.78 Image de défaut obtenu par indentation et mesuré à une profondeur de 60 μm environ 239
4.79 Essai sur l'éprouvette KBR45. (a) Image de la face de droite de l'éprouvette ; (b) image de la face de gauche de l'éprouvette ; (c) champs de déformation principale maximale de la face de droite ; (d) champs de déformation principale maximale de la face de gauche ; (c) champs de résidus de la face de droite ; (d) champs de résidus de la face de gauche 241

4.80 Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR45. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé 242
4.81 Résultat de l'éprouvette KBR47 dans le diagramme de Wöhler 243
4.82 Image de multidéfaut créé par indentation Vickers (a) et zoom sur un défaut (b) 245
4.83 Image d'une fissure de fatigue dans un alliage Ti64 [Hall, 1997] 246
4.84 Image d'un défaut Vickers non propageant sur l'éprouvette KBR12 247
4.85 Image d'un défaut Vickers propageant sur l'éprouvette KBR12, un zoom de la fissure est visible en figure 4.86 248
4.86 Zoom sur la fissure amorçant à l'extrémité du défaut Vickers de la figure 4.85. La fissure est indiquée en vert et les contours du défaut initial est en bleu. 249
4.87 Probabilité d'amorçage à une amplitude de contrainte donnée 250
4.88 Estimation des amplitudes de contraintes à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut en face ou en coin. 251
4.89 Diagramme de Wöhler de petits défauts en face d'éprouvettes KBR. Deux tendances se distinguent, l'une indique le comportement moyen des défauts sur les éprouvettes non grenaillées et l'autre des défauts sur éprouvettes grenaillées 252
4.90 Diagramme de Wöhler de petits défauts en coin d'éprouvettes KBR la courbe de tendance indique le comportement moyen des petits défauts de coin 253
4.91 Diagramme de Wöhler de gros défauts en face et coin d'éprouvettes KBR. Les courbes de tendance indiquent respectivement le comportement des gros défauts de face et celui des gros défauts de coin 254
4.92 Diagramme de Wöhler de toutes les éprouvettes KBR ayant été testées lors de cette campagne d'essai 255
4.93 Résultats de propagation pour les défauts de coin 256
4.94 Résultats de propagation pour les défauts de face 257
4.95 Evolution du champ de déformation principale maximale pour l'éprouvette KBR19 258
4.96 Représentation schématique des différents stades d'amorçage et de propagation d'une fissure qui conduit à une rupture par propagation instable lorsque une taille critique est atteinte [Hall, 1997]. On observe alors une rupture ductile des éprouvettes 259
4.97 Evolution des champs de déformation pour l'éprouvette KBR 66 (avec un défaut en coin) 260
4.98 Résultats de simulation et d'essai de propagation pour l'éprouvette KBR66 testée à 0.58 u.a.. la courbe noire est issue de la simulation Nasgro et les points bleus et rouges découlent de l'analyse des images de la figure 4.97 . 261

4.99 Amplitudes de chargement pour un nombre de cycles de propagation. Résultats expérimentaux et simulation 262
4.100 Modèle numérique de l'éprouvette présentant un défaut en coin. (a) vision globale, (b) zoom sur le maillage du défaut 263
4.101 Contrainte pour une éprouvette présentant un défaut de 65 μm de profondeur en coin 263
4.102 (a) Maillage de l'éprouvette présentant un défaut en face. (b) Champs de contrainte pour une contrainte nominale de 0.36 u.a.. (c) Champs de contrainte pour une contrainte nominale de 0.45 u.a. 264
4.103 (a) Maillage de l'éprouvette présentant un défaut Vickers en face. (b) Analyse de contrainte équivalente de von Mises pour une contrainte nominale de 0.33 u.a. 265

Liste des tableaux

1.1 Composition chimique de l'alliage Ti5553 12
1.2 Etapes du processus d'obtention des alliages de titane et leur influence sur la microstructure finale [Duval, 2013] 16
1.3 Caractéristiques mécaniques de l'alliage de titane Ti5553 48

2.1 Chemical composition of Ti64 66
2.2 Chemical composition of Ti5553 66
2.3 Effet de différents usinages et rugosités [Standard, 1998] sur la limite d'endurance en fatigue d'un acier [Taylor et Clancy, 1991] 97

4.1 Récapitulatif des essais effectués avec estimation du facteur d'intensité des contraintes par la formule de [Murakami, 2002] 206

À mes amis,
À ma famille,
À Lucie

Remerciements

Après un peu plus de trois années passées au LMT, un manuscrit et une soutenance de thèse sous la neige, voici venu le temps des remerciements.

Je tiens en premier lieu à remercier François Hild mon directeur de thèse pour son encadrement et sa disponibilité au quotidien. Il y a quelques années, François m'a aussi permis d'effectuer mon stage de recherche de M1 au laboratoire Galcit de Caltech. C'est une des expériences les plus enrichissantes de ma scolarité à l'ENS Cachan. J'associe à ces premiers remerciements toute l'équipe Eikologie et notamment Stéphane Roux pour ses nombreux conseils. Travailler dans cette équipe de recherche m'a permis de découvrir et de me prendre au jeu de la mécanique expérimentale.

Je souhaite également remercier mes encadrants industriels chez Safran Landing Systems ; René Billardon pour son regard toujours juste sur le travail effectué ; Francis Soniak pour sa présence, son aide et ses conseils lors de moments charnières de la thèse.

Je remercie ensuite Jean-Lou Lebrun, qui aurait pu être dans mon encadrement, pour les longues discussions sur la diffraction RX et la microstructure du Ti5553.

Je remercie Guillaume Geandier de l'institut Jean Lamour de Nancy pour son accueil au synchrotron de l'ESRF et les mesures réalisées sur mes échantillons.

I would like to thank Adam Cox and Nathan Ray for their warm welcome in the AMRC in Sheffield and for the work done together on the micromilling machine.

Mes remerciements vont également aux membres du centre d'essai. Je pense notamment à Xavier Pinelli qui m'a formé sur les machines avec lesquelles j'ai cassé bon nombre "d'éprouvettes".

Je souhaite également remercier les gestionnaires du LMT pour leur travail essentiel au laboratoire et notamment Catherine Génin, Lydia Matijevic et Charlène Marche.

Enfin je souhaite remercier l'ensemble des membres du LMT, thésards comme permanents toujours prêts à discuter technique ou de tout autre domaine autour d'un café au bar du LMT. Ces moments de détente partagés autour du percolateur resteront d'excellents souvenirs.

Introduction

Un des objectifs de la construction aéronautique vise à réduire la masse des pièces tout en conservant des caractéristiques mécaniques très élevées. La figure 1 illustre le rôle des alliages de titane au cours de l'histoire récente de l'aéronautique civil.

FIGURE 1 – Évolution de l'utilisation des alliages de titane et part des alliages de titane dans les avions contemporains [Peters *et al.*, 2003]

Les trains d'atterrissage fabriqués par SAFRAN Landing Systems sont conçus en conformité avec ces exigences de réduction de la masse. Les structures de trains d'atterrissage sont dimensionnées pour effectuer 60000 vols et parcourir 500000 km au sol. Elles subissent différents types de chargements au cours de leur vie :

— des efforts dynamiques lors des phases d'atterrissage ;
— des efforts de fatigue lors des phases de décollage ou de roulage.

Les contraintes subies lors des efforts de fatigue sont très inférieures à la limite élastique du matériau constituant les jambes de train. Partant de ce constat, SAFRAN Landing Systems mène principalement les dimensionnements de la structure du train d'atterrissage avec des critères de tenue à la rupture instantanée pour les efforts dynamiques subis lors de l'atterrissage. Dans cette étude nous allons nous intéresser aux phases de vie durant lesquelles le train d'atterrissage est sollicité en fatigue : un effort non destructif pour la pièce lors d'un chargement unique mais qui peut s'avérer problématique au bout d'un grand nombre de cycles.

Pour optimiser le rapport masse-résistance mécanique, on se base sur le diagramme

d'Ashby (figure 2) [Ashby, 1994]. Ce compromis est essentiel en aéronautique et les avionneurs sont prêts à utiliser des alliages de pointe, onéreux dans les coûts de fabrication et de mise en oeuvre pour optimiser les performances des pièces. La figure 3 place ainsi l'aéronautique comme l'un des pôles les plus enclins aux dépenses dans des matériaux et techniques innovants et coûteux. SAFRAN Landing Systems a sélectionné un alliage de titane, bien placé dans le diagramme d'Ashby (figure 2) pour la fabrication de la structure du train d'atterrissage du nouveau Boeing 787 Dreamliner (figure 1). Le matériau de la jambe de train est un alliage de titane haute performance Ti5553.

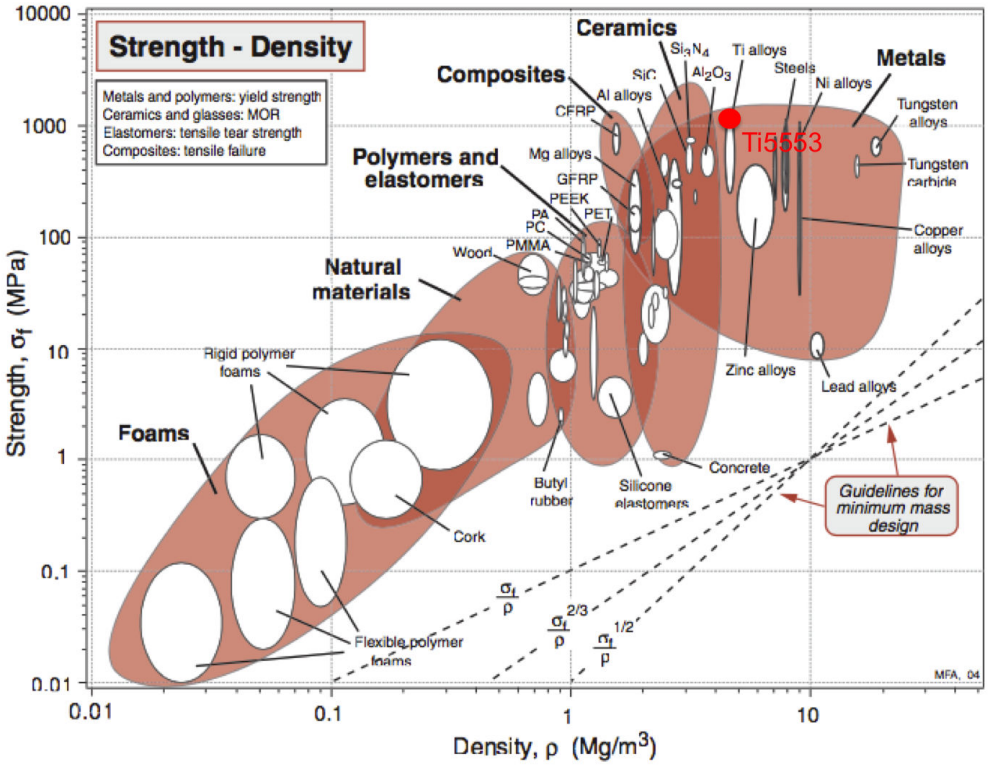


FIGURE 2 – Carte d'Ashby pour le choix du matériau en fonction du rapport masse-résistance lors de la conception [Ashby, 1994]

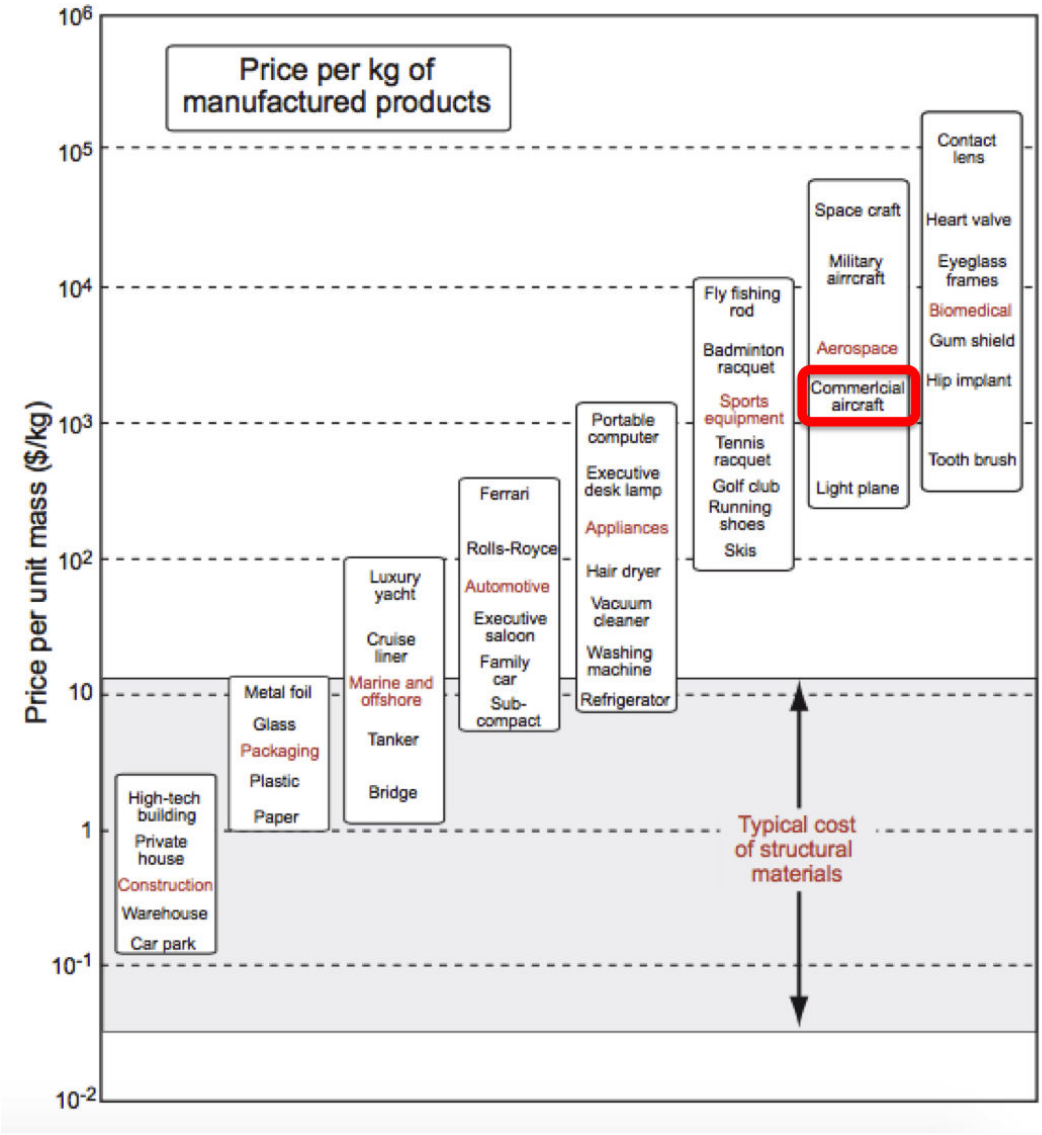


FIGURE 3 – Carte d'Ashby pour le choix du matériau en fonction de son coût de revient dans différentes industries [Ashby, 1994]

L'objectif de la thèse est de décrire et modéliser le comportement en fatigue des structures de train d'atterrissage, des pièces à géométrie accidentées (congés de raccordement, coins, etc.) qui ont subi un FOD (Foreign Object Defects : des défauts dus à des impacts d'objets extérieurs sur la structure en service). Pour cette étude sur l'alliage de titane Ti5553 ces défauts se produisant en service ou lors de la fabrication ou la maintenance des trains d'atterrissage ont été classifiés en deux catégories :

— les rayures et les coups d'outil en maintenance ;
— l'impact d'un corps étranger (gravier, boulon) sur la jambe de train d'atterrissage.

Ces défauts apparaissent dans différentes zones de la jambe de train. Chaque zone

a des particularités géométriques et supporte des sollicitations statiques et de fatigue qui lui sont propres. Les pièces subissant de multiples traitements thermiques et mécaniques lors de la fabrication (phases d'usinage, de grenaillage, etc.), de telle manière que différents états de surface existent dans la pièce en service. On se pose alors la question de la sévérité d'un défaut d'une catégorie donnée (impact ou rayure) sur le comportement mécanique global de la jambe de train d'atterrissage suivant la zone touchée (congés de raccordement, faces planes de la jambe, arête, etc.) en fonction de l'état de surface local. Il s'agit de caractériser les risques de rupture de la structure suite à la détection d'un défaut lors d'un contrôle et de déterminer la sévérité de ce défaut en fonction de sa géométrie et de la zone impactée. On cherche à modéliser, en laboratoire, les points faibles au sein des pièces en service, pour comprendre et expliquer les risques de rupture en fatigue d'une structure de train d'atterrissage. Des essais de fatigue à grands nombres de cycles sur des éprouvettes modèles (éprouvettes KBR (base carrée)) présentant différentes catégories de défauts et des états de surface représentatifs de structures en service) ont été effectués.

Ce document présente les phases abordées au cours de la thèse :

— l'étude du comportement élastoplastique du matériau Ti5553 pour déterminer les caractéristiques élastiques et plastiques du matériau à inclure dans le post-traitement des essais d'amorçage et de propagation ou pour les analyses de contraintes ;
— la validation du procédé de diffraction des rayons X sur un alliage de titane Ti5553 biphasé et l'analyse de contraintes intégrée associée ;
— l'analyse de contraintes résiduelles pour les éprouvettes de l'étude ;
— l'étude de la propagation de fissures au sein de l'alliage Ti5553 ;
— la durée de vie avant amorçage puis après amorçage sur des éprouvettes présentant un défaut contrôlé de type Foreign Object Defect (FOD).

Pour dimensionner en fatigue les structures, les courbes de Wöhler [Wöhler, 1870, Nicholas, 2006b] sont utilisées. Déterminées à partir d'essais cycliques normalisés sur des éprouvettes lisses [Rabbe *et al.*, 2000], ces courbes donnent une information statistique sur la tenue de vie en fatigue d'un matériau pour une amplitude de chargement donnée et un rapport de charge fixe. Pour chaque éprouvette l'amorçage et la propagation de fissure sont liés à des défauts aléatoires dans la microstructure du matériau [Boyer et Briggs, 2005, Lütjering et Williams, 2007]. On caractérise avec ces essais la tenue en fatigue du matériau lui-même et non la tenue en fatigue d'une structure en service. Dans le cas du matériau étudié ici (Ti5553) la variabilité des résultats de fatigue est importante car la microstructure est complexe (biphasée et multiéchelle) [Bettaieb *et al.*, 2013].

On s'intéresse à la rupture en fatigue des pièces en service. La courbe de Wöhler du matériau ne prend en compte que l'amorçage et la propagation de fissure au sein d'un matériau sans défaut apparent. Les fissures apparaissant lors des essais de caractérisation de tenue en fatigue du matériau s'amorcent et se propagent sur des défauts intrinsèques au matériau. Or lors de la vie d'une structure réelle, des défauts extrinsèques au matériau mais aussi d'autres types de défauts de surface dus aux différentes étapes

de fabrication (forgeage, usinage, etc.) peuvent conduire à la rupture. Des défauts surviennent au cours de la vie de la pièce en service lors des opération de maintenance ou des chocs d'objets extérieurs tel que des rayures d'outils ou un impact de gravillon présent sur la piste. L'ensemble de ces défauts de surface fait partie de la notion d'intégrité de surface [Davim *et al.*, 2010]. Les courbes de Wöhler du matériau sont donc a priori non conservatives par rapport au comportement en fatigue d'une structure en service. Elles constituent dans cette étude une limite haute pour les résultats attendus. En effet introduire un défaut sur l'éprouvette revient à forcer et précipiter la ruine de la structure en activant localement les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissure. L'intérêt de l'étude est donc de caractériser la tenue en fatigue des pièces avec différentes catégories de FOD par rapport aux pièces sans défaut. Aujourd'hui, le dimensionnement en fatigue des pièces de trains d'atterrissage est effectué en se basant sur des courbes de conception [Peters *et al.*, 2003]. Elles suivent les courbes de Wöhler du matériau avec un facteur de sécurité. Ce facteur de sécurité entre les deux courbes est égal à trois fois l'écart type obtenu lors des essais de fatigue [Bathias *et al.*, 1980]. Alors que le comportement du matériau à coeur est un aspect classiquement étudié [Nicholas, 2006b], l'intégrité de surface des pièces est peu prise en considération alors qu'elle joue un rôle primordial sur la tenue en fatigue des structures [Guillemot, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011]. Il s'agit dans ce travail de documenter de manière précise l'intégrité de surface des pièces puis de les tester en fatigue avec une démarche qui implique :

— une étude de l'intégrité de surface des pièces en service notamment avec la prise en compte de l'état mécanique de contrainte résiduelle en proche surface et de la géométrie locale de la surface avec défauts ;
— une étude du comportement en fatigue des pièces avec des défauts contrôlés.

Nous utiliserons le diagramme de Wöhler, les courbes de fatigue du matériau ainsi que les courbes de conception de SAFRAN Landing Systems pour présenter et comparer les résultats obtenus au cours de cette thèse.

L'état en sub-surface du matériau, notamment le grenaillage effectué lors de la fabrication a une influence sur la tenue de vie de la structure en service [Kobayashi *et al.*, 1998, Sasahara, 2005, Hill, 2016]. Ce traitement mécanique réalisé par projection de billes d'acier sur la surface de la pièce induit un état de compression en sub-surface. Ces contraintes résiduelles qui subsistent dans le matériau à l'issue du grenaillage réduisent les risques d'amorçage de défauts de surface et prolongent ainsi la durée de vie des pièces en service. On associera donc le grenaillage et son influence sur la durée de vie en fatigue d'une pièce présentant un FOD.

Comme pour toute étude de comportement de fatigue (mise à part la fatigue à faible nombre de cycles, un domaine non étudié ici) tous les chargements maximaux lors des essais de fatigue seront macroscopiquement élastiques. Le domaine concerné est celui de la fatigue à grand nombre de cycles ou celui de l'endurance des éprouvettes de fatigue conventionnelles pour notre matériau. Lorsqu'un FOD est ajouté sur une des éprouvettes, la durée de vie de l'éprouvette pour une condition d'essai donnée peut être modifiée en fonction de la taille du défaut, de la microstructure qui l'environne, et de sa localisation sur l'éprouvette (face, coin). Cet écart entre la courbe de

fatigue, la courbe de conception et l'essai permettra de déterminer l'influence de l'intégrité de surface et en particulier liée à l'ajout d'un FOD sur la tenue en fatigue.

La diminution de la durée de vie d'une pièce présentant un FOD s'explique localement par une concentration de contraintes en pointe de défaut. Le matériau est alors soumis à des chargements plastiques locaux qui provoquent l'accumulation de dislocations, l'amorçage puis la ruine de l'éprouvette ou de la structure [Peters et Ritchie, 2000]. Le comportement élastoplastique du matériau rentre ainsi en compte très localement lors des essais de fatigue à grand nombre de cycles. Des essais de caractérisation élastoplastique du matériau ont été effectués en début de thèse et font l'objet du premier chapitre.

Chapitre 1

De la microstructure au comportement cyclique macroscopique de l'alliage Ti5553

1 Alliages de titane et leur utilisation dans le domaine de l'aéronautique

Les alliages de titane β-métastables ont été développés à partir des années 1950 pour les moteurs d'avion (nuances Ti6242 et Ti17) et se sont répandus dans les années 1990 principalement dans le domaine des structures aéronautiques (e.g. Boeing 777 avec un train d'atterrissage en alliage de titane Ti1023, figure 1.1) [Leyens et Peters, 2003, Peters *et al.*, 2003]. Ils sont sélectionnés dans les domaines de hautes technologies pour leur haute résistance mécanique associée à une bonne résistance à la corrosion et une faible densité [Ashby, 1994, Boyer et Briggs, 2005]. Une des dernières générations d'alliages de titane β-métastables à avoir été développée pour les grosses pièces forgées est la nuance Ti5553 haute performance avec une résistance supérieure aux alliages précédents [Boyer et Briggs, 2005]. Elle est développée par Boeing et VSMPO (producteur russe d'alliage de titane) et est actuellement protégée par un brevet jusqu'en 2021.

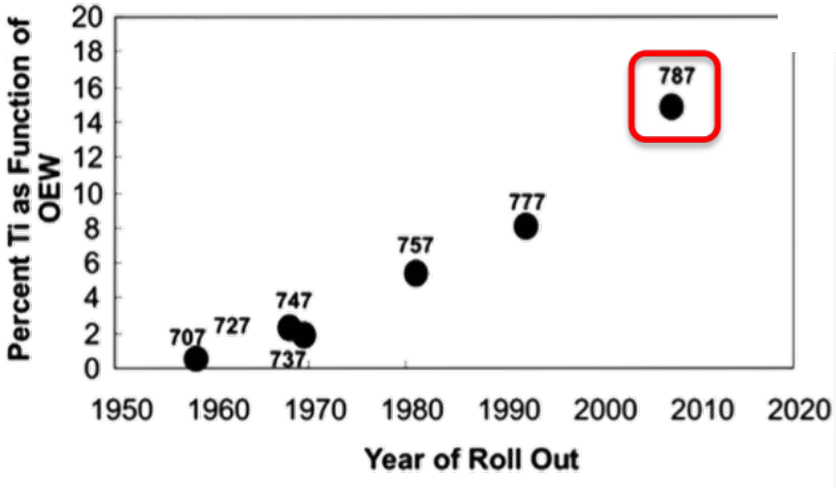


FIGURE 1.1 – Evolution de l'utilisation des alliages β-métastables à haute performance dans l'aéronautique exprimée en pourcentage total de la masse de l'avion. Le Boeing 787 Dreamliner est le dernier Boeing conçu avec un train d'atterrissage en alliage β-métastable [Tomchik et Dunder, 2006, Banerjee et Williams, 2013, Cotton *et al.*, 2015]

La particularité des alliages β-métastables est de conserver une phase β à basse température grâce aux éléments d'addition stabilisant cette phase. Les performances mécaniques et la résistance à la corrosion sont notamment dues au biphasage du matériau qui permet de coupler les caractéristiques de la phase β cubique avec celle de la phase α hexagonale.

La nuance Ti5553 est composée de 5 $wt\%$ d'aluminium, 5 $wt\%$ de Vanadium, 5 $wt\%$ de Molybdène et 3 $wt\%$ de Chrome (Tableau 2.2).

Élément	Al	V	Mo	Cr	Fe	C	O	Ti
$\%wt$	5	5.2	5.2	2.7	0.4	0.009	0.154	Bal.

TABLE 1.1 – Composition chimique de l'alliage Ti5553

On peut classifier les différents alliages de titane par un graphe $Al_{eq} - Mo_{eq}$ où Al_{eq} et Mo_{eq} sont les équivalents massiques en aluminium et molybdène des éléments α-gènes et β-gènes. Pour les faibles valeurs de Mo_{eq}, on trouve les alliages α et quasi α ; pour de fortes valeurs de Mo_{eq} on obtient des alliages β et quasi β (figure 1.2). Les valeurs Al_{eq} et Mo_{eq} sont définies par [Tricot, 1988]

$$Al_{eq} = Al\ wt\% + \frac{Sn\ wt\%}{3} + \frac{Zr\ wt\%}{6} + 10(O_2\ wt\% + C\% + 2N\ wt\%) \tag{1.1}$$

$$Mo_{eq} = Mo\ wt\% + 1.5V\ wt\% + \frac{Cr\ wt\%}{0.6} + \frac{Fe\ wt\%}{3.5} + \frac{Cu\ wt\%}{1.3} + \frac{Nb\ wt\%}{3.6} \tag{1.2}$$

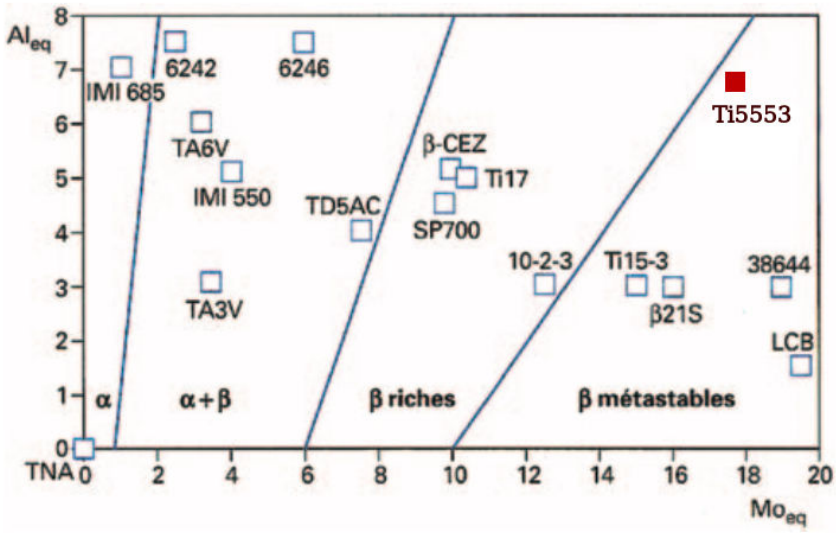


FIGURE 1.2 – Classement des alliages de titane d'après [Combres, 2016]

Dans le cas de l'alliage Ti5553, la présence importante d'éléments β-gènes (le vanadium, le molybdène, le chrome) a pour conséquence une présence importante de la phase β à température ambiante [Banerjee et Williams, 2013]. En appliquant les équations précédentes on obtient $Al_{eq} = 6.54\ wt\%$ et $Mo_{eq} = 17.61\ wt\%$. En plaçant la nuance Ti5553 sur la figure 1.2 on voit que la nuance Ti5553 est un alliage β-métastable. La figure 1.3 présente la géométrie hexagonale des mailles de la phase α et celle cubique centrée de la maille β. L'alliage Ti5553 contient environ 60 $wt\%$ de phase α (composée à 20 $wt\%$ de nodules α primaire et 40 $wt\%$ de lamelles α secondaire) et 40 $wt\%$ de phase β [Martin, 2012].

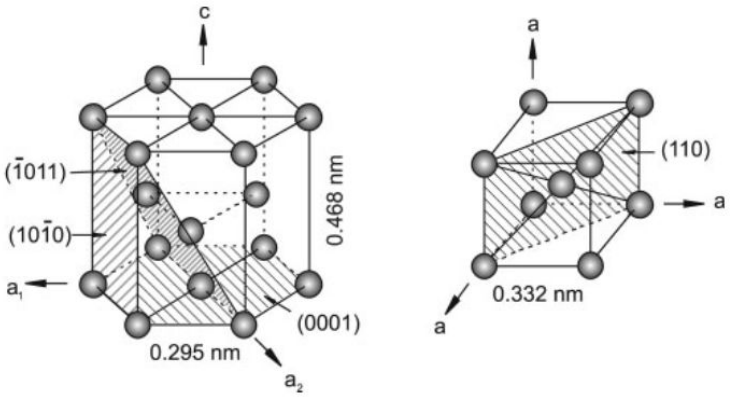


FIGURE 1.3 – (a) Maille hexagonale compacte (hcp) de la phase α et maille cubique centrée (bcc) de la phase β de l'alliage de titane Ti5553

La phase β permet notamment une plus grande déformation dans le domaine plas-

tique grâce à la plus faible compacité de la maille β et un nombre de plans de glissement élevés [Lütjering et Williams, 2007]. En effet il y a douze plans de glissement dans la maille cubique de la phase β pour seulement trois plans de glissement pour la maille hexagonale compacte de la phase α. La différence de déformabilité des deux familles de mailles présente aussi des inconvénients car elle conduit à des phénomènes de concentrations de contraintes lors de chargements. Ces frontières entre les grains sont le siège de concentration de contraintes et d'accumulation de dislocation qui peuvent conduire à l'amorçage de fissure entre la matrice β et les lamelles et nodules de la phase α [Bettaieb *et al.*, 2013, Duval, 2013, Castany *et al.*, 2007]. Ce phénomène est illustré en figure 1.4.

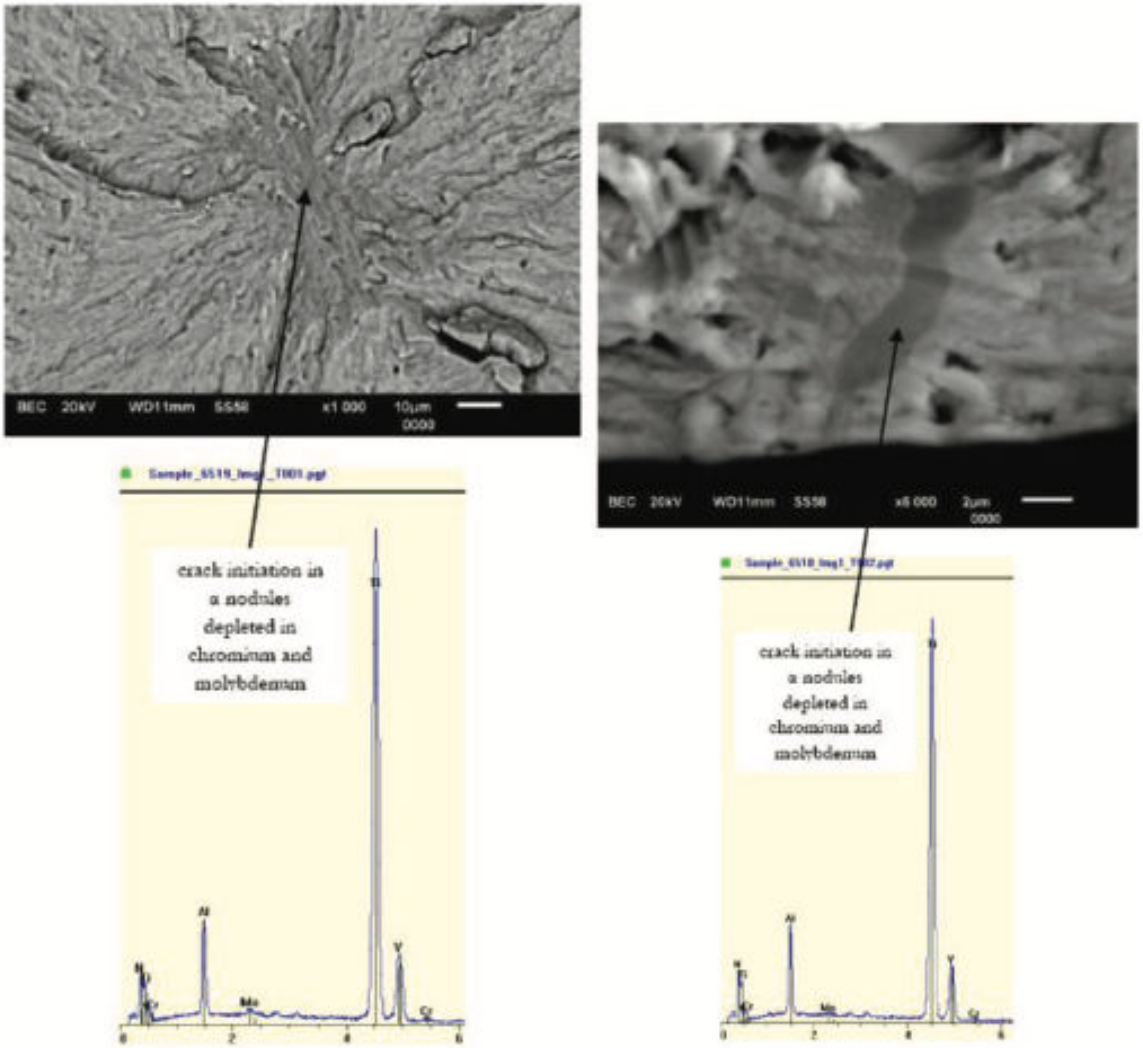


FIGURE 1.4 – Amorçage de fissure de fatigue au niveau de nodules α [Bettaieb *et al.*, 2013] dans un alliage Ti5553

Les caractéristiques mécaniques et chimiques des pièces en service sont obtenues grâce aux éléments d'alliage mais aussi grâce au processus d'élaboration et aux traitements thermiques du matériau (figure 1.5). Le processus d'obtention de cette variété de titane est particulièrement important car c'est la maîtrise de ces différentes étapes qui permet d'obtenir la microstructure souhaitée et les caractéristiques mécaniques associées. Les différentes phases de vieillissement à chaud et les refroidissements successifs procurent au matériau la proportion et la taille des grains α et β et les caractéristiques finales à froid. Les alliages β-métastables ont de plus hautes performances mécaniques à froid que les alliages de titane purement α [Bettaieb *et al.*, 2013, Bettaieb *et al.*, 2014]. La cohabitation à température ambiante des deux phases présentant des grains de géométries et de dimensions variées agit comme autant d'obstacles au mouvement des dislocations tout en procurant au matériau une ductilité importante. Les caractéristiques de l'alliage final sont adaptées pour la fabrication des trains d'atterrissage qui évoluent dans le domaine élastique pour un nombre important de cycles chargements/déchargements.

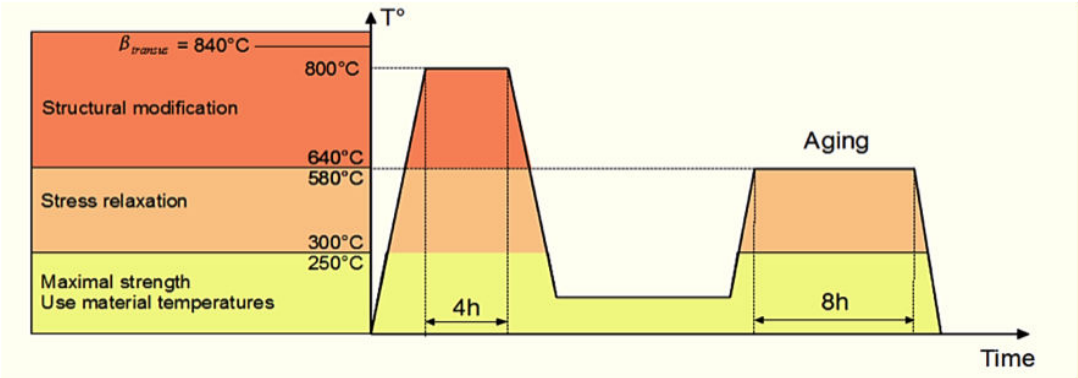


FIGURE 1.5 – Comportement des alliages de titane β-métastables en fonction de la température lors des différentes phases de fabrication [Bettaieb *et al.*, 2014]

Le procédé complexe liant déformation et traitement thermique donne à l'alliage de titane les caractéristiques mécaniques attendues (comportement monotone, fatigue, résistance à la fissuration). Plusieurs traitements thermiques et mécaniques sont nécessaires pour obtenir la microstructure souhaitée. Les lamelles α secondaires apportent au matériau une bonne résistance à la fissuration et durcissent le matériau mais le rendent moins ductile. Les nodules α apportent quant à eux une meilleure ductilité au matériau. La phase finale de recuit permet d'apporter au matériau une meilleure résistance à la corrosion et une tolérance supérieure aux dommages. Ces différentes étapes sont essentielles pour les caractéristiques finales du matériau [Combres et Champin, 1991, Lütjering et Williams, 2007, Bettaieb *et al.*, 2013]. Le processus d'obtention de l'alliage de titane Ti5553 est détaillé sur la figure 1.6.

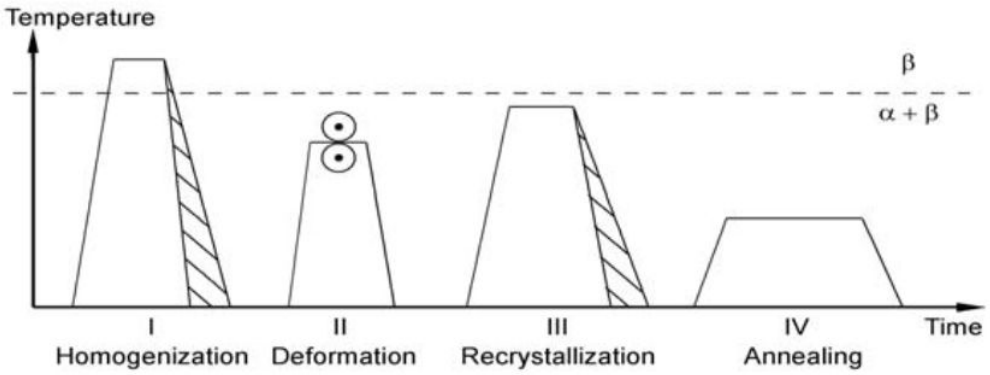


FIGURE 1.6 – Processus d'obtention d'un titane β-métastable [Lütjering et Williams, 2007]

A chaque étape, le procédé doit être maîtrisé parfaitement car chaque étape influence le rendu final. L'influence de chacune d'elle est décrite dans le tableau 1.2.

Étape	Paramètres d'influence	Influence microstructurale
Homogénéisation	Température de maintien Temps de maintien	Taille des grains β
	Vitesse de refroidissement	Taille des colonies α_{wgb} Taille des lamelles α Épaisseur du liseré α_{gb} aux joints de grains
Déformation	Taux de déformation	Densité de dislocations Sous structures de grains Structure en « collier » aux joints
Recristallisation	Température de recuit Durée de recuit	Taux de phase α_p Taille des nodules α_p
	Vitesse de refroidissement	Taille des colonies α_{wgb} Taille des lamelles α Épaisseur des sous-joints de grains α_{gb}
Revenu	Température de revenu Durée de revenu	Apparition de α_2 dans α Taille des lamelles α_{wi} ou α_s

TABLE 1.2 – Etapes du processus d'obtention des alliages de titane et leur influence sur la microstructure finale [Duval, 2013]

On comparera au cours de cette thèse l'alliage Ti5553 utilisé pour les basses et moyennes températures (au dessus de 500°C) avec la nuance Ti64 utilisée pour les moyennes et hautes températures (au dessus de 500°C). On le retrouve notamment dans des composants de moteur (*e.g.*, aubes fan) de SAFRAN Aircraft Engines. La figure 1.7 illustre la tenue mécanique spécifique des différents alliages de titane en fonction de la température d'utilisation. SAFRAN Aircraft Engines fait le choix d'un alliage

TiAl pour les structures de moteurs à chaud car son domaine d'évolution est propice aux hautes températures. SAFRAN Landing Systems préfère l'alliage de titane β-métastable Ti5553 (faiblement allié en Aluminium) pour réaliser le forgé du train d'atterrissage avec de hautes performances mécaniques pour une utilisation à température "ambiante".

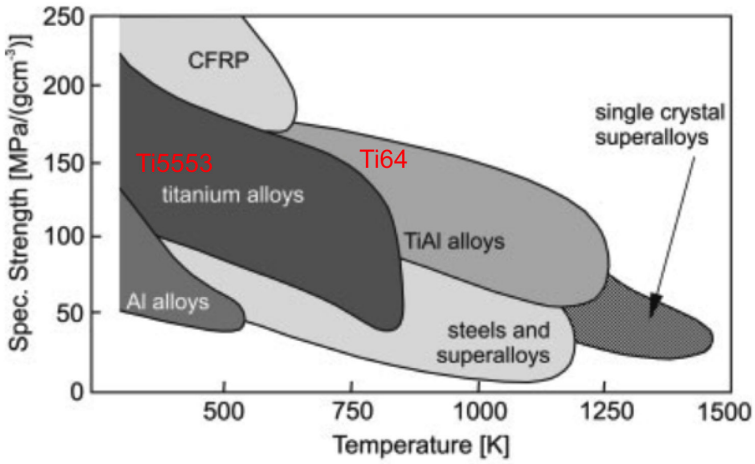


FIGURE 1.7 – Utilisation de différents alliages en fonction de leur résistance mécanique attendue et des températures d'utilisation [Leyens et Peters, 2003]

On analyse par EBSD l'alliage Ti5553 du train d'atterrissage de SAFRAN Landing Systems [1]. La figure 1.8 montre la matrice β. On remarque des grains β d'une taille d'un millimètre environ.

1. Ces descriptions et images sont prises de l'article présenté dans le chapitre suivant

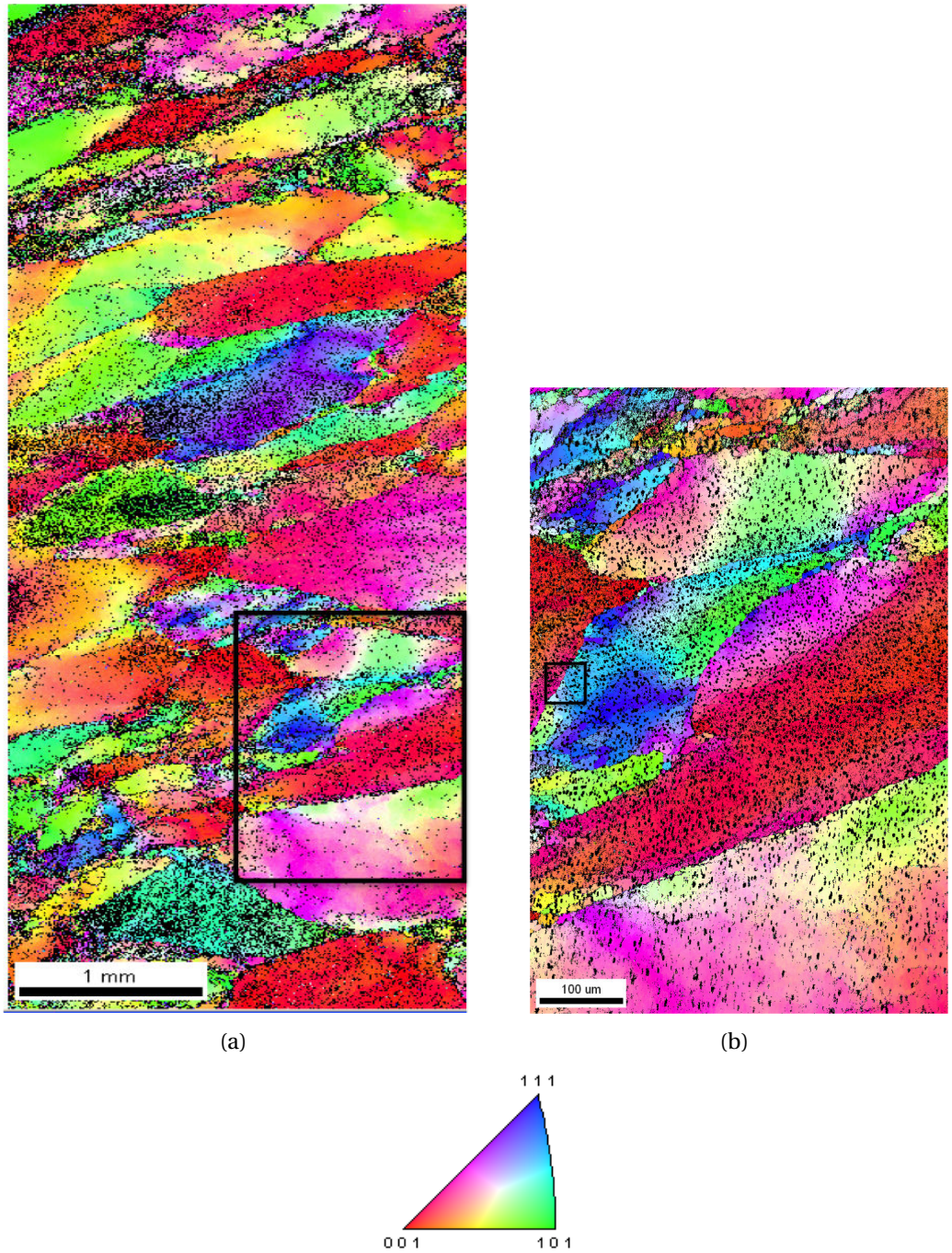
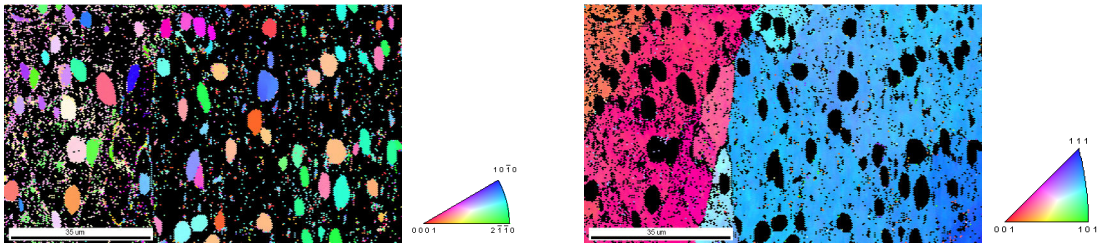


FIGURE 1.8 – (a) Carte EBSD d'un échantillon de l'alliage de titane Ti5553 (indexation de la phase β). Le rectangle noir est agrandi en (b). Le rectangle de la figure (b) est agrandi dans la figure 1.9

La figure 1.9, est le zoom de la figure 1.8(b). Les phases α et β sont observables. On remarque les deux variétés de la phase α sous forme de nodules et de lamelles qui peuplent la matrice β.



(a) α-phase (b) β-phase

FIGURE 1.9 – Carte EBSD de l'alliage Ti5553 (zoom de la figure 1.8(b)). (a) Indexation de la phase α, et (b) indexation de la phase β

L'organisation des grains α et β, avec les différentes formes observées sur les échantillons de Ti5553, est directement reliée au processus de fabrication comme l'illustre la figure 1.10.

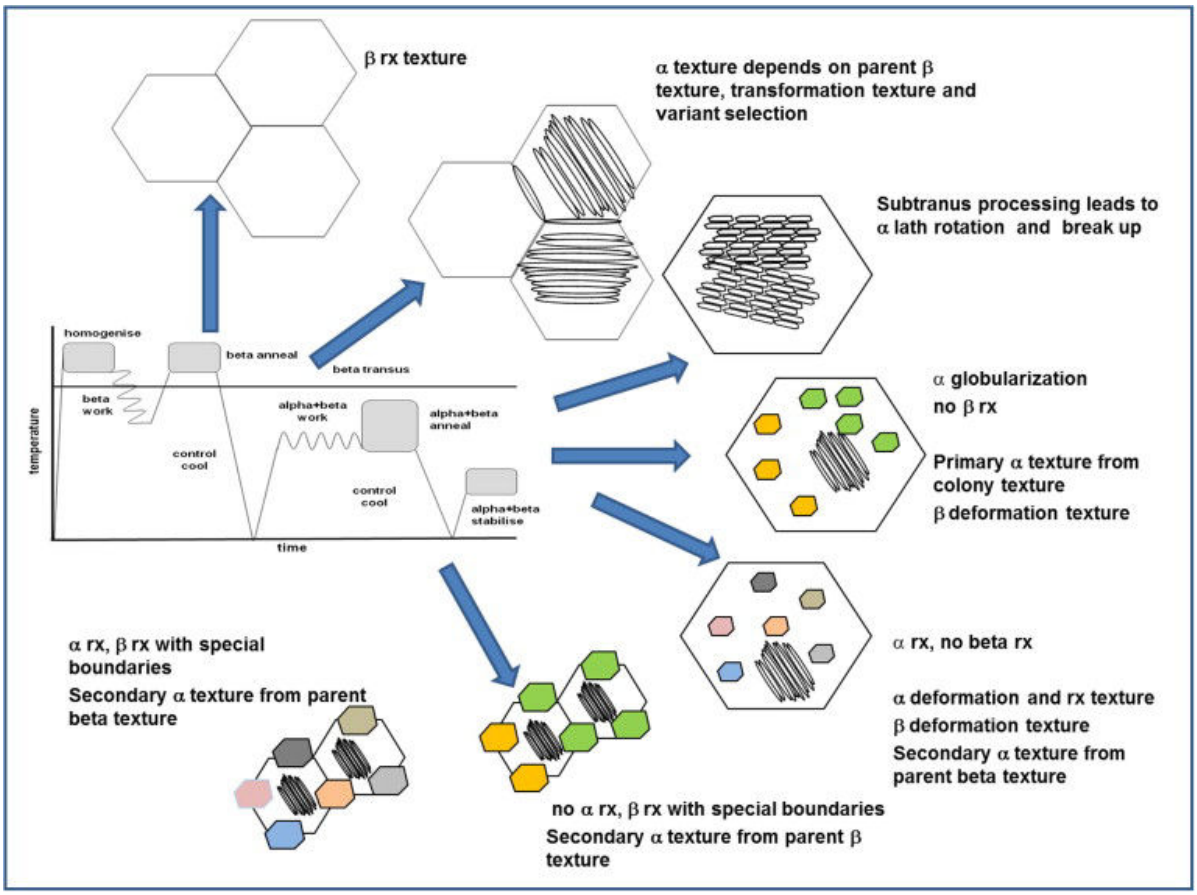
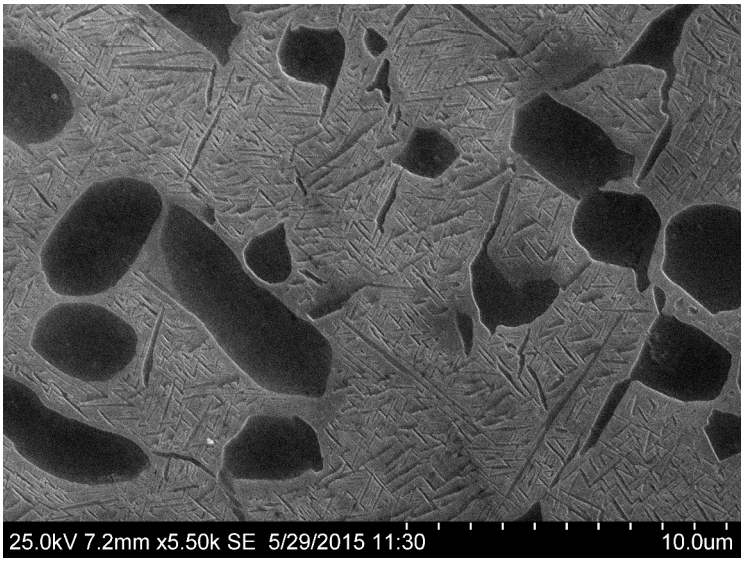


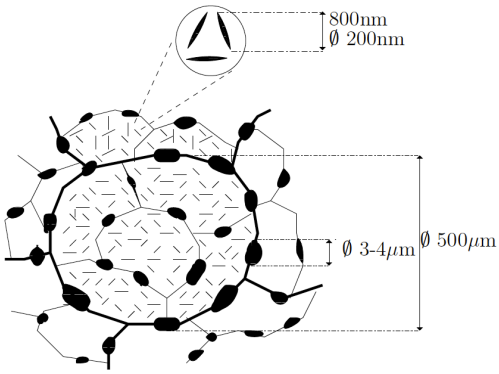
FIGURE 1.10 – Mise en relation de la microstructure du matériau avec les différentes étapes de fabrication de l'alliage Ti5553 [Banerjee et Williams, 2013]

La figure 1.11(a) présente une micrographie de l'alliage Ti5553 sur une des éprou-

vettes testées ultérieurement. On reconnait la même micrographie schématisée par [Martin, 2012] sur la figure 1.11(b).



(a)



(b)

FIGURE 1.11 – (a) Micrographie de l'alliage Ti5553. (b) Schéma de la micrographie biphasée [Martin, 2012]

Pour comparaison, la même étude par analyse EBSD et micrographie est réalisée sur l'alliage Ti64 et présentée en figure 1.12. Pour cet alliage, on observe les grains α qui sont les seuls à subsister à froid comme l'indique l'indexation de la maille hexagonale dans les figures 1.12(a-b). Il est à noter l'influence importante des anciens grains β sur la micrographie 1.12(c). Bien que dans l'alliage Ti64 seule la phase α avec une distribution microscopique aléatoire soit présente à température ambiante, la géométrie et la disposition des grains reprennent celles des anciens grains β.

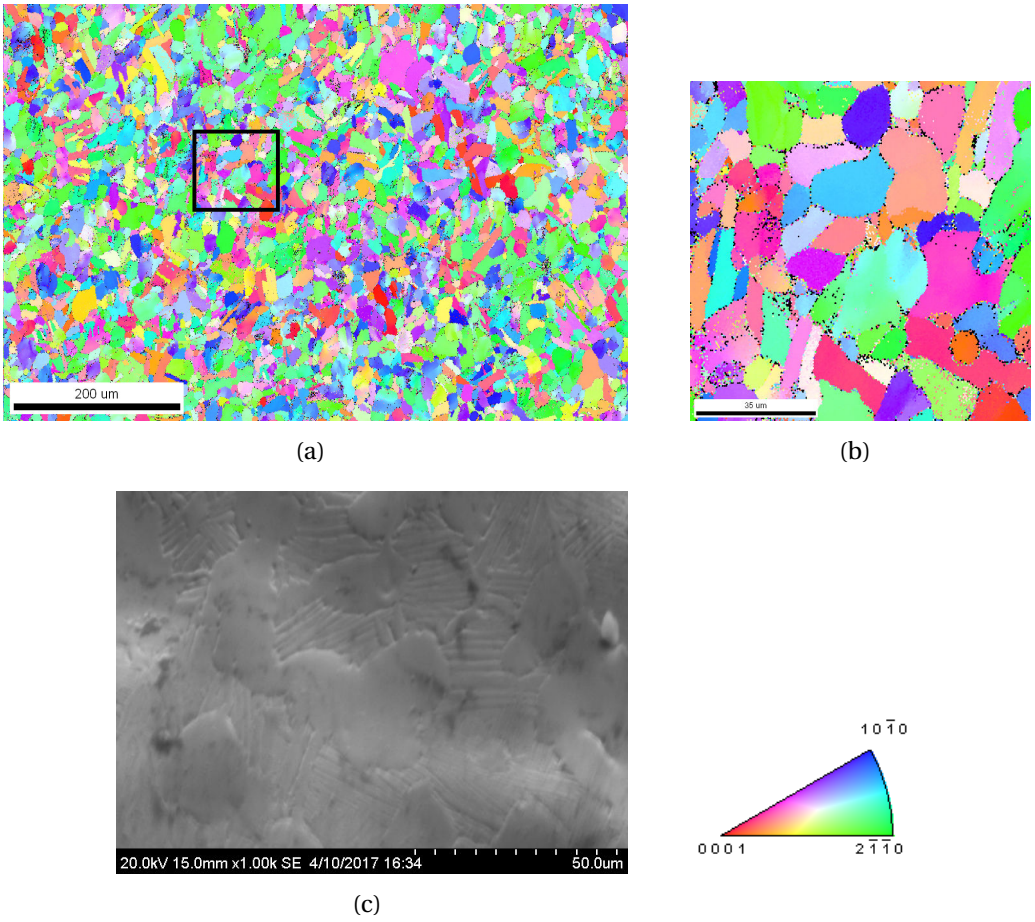


FIGURE 1.12 – Carte EBSD de l'alliage Ti64. (a) Indexation de la phase α, et (b) zoom de la figure (a). (c) Micrographie de l'alliage Ti64

2 Résistance mécanique des nuances Ti5553 et Ti64

Pour le mécanicien, le comportement macroscopique du matériau dû à la microstructure de l'alliage est important. C'est l'objet de la figure 1.13 qui illustre le lien entre le comportement mécanique macroscopique et la microstructure. La figure 1.13 compare des alliages Ti64 et Ti5553 ainsi que l'importance du procédé d'obtention. Avec l'application d'un recuit après fabrication, l'alliage Ti5553 voit passer sa limite d'élasticité de 1300 MPa à moins de 800 MPa, son écrouissage semble lui augmenter. Les performances de l'alliage Ti64 sont inférieures à celle de la nuance Ti5553 avant recuit. Cette figure montre l'importance du choix de l'alliage ainsi que des traitements thermiques associés sur le comportement macroscopique monotone de l'alliage.

Sur la figure 1.14 c'est l'importance de la microstructure sur la résistance à la propagation du matériau et le comportement cyclique qui est mise en avant avec un meilleur comportement des matériaux présentant une microstructure lamellaire par rapport

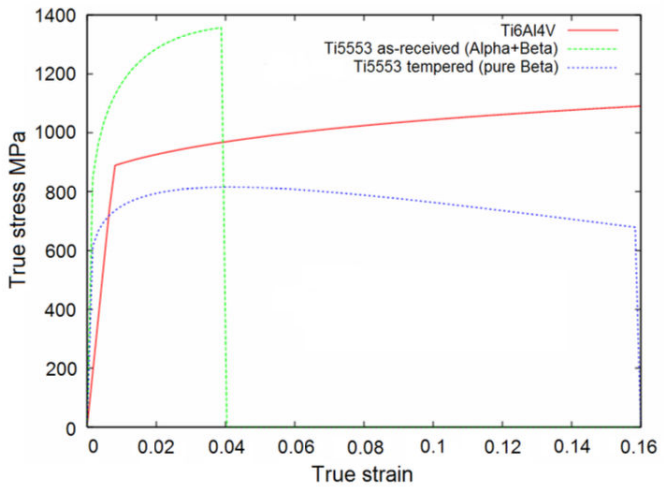


FIGURE 1.13 – Comparaison de la réponse monotone des deux alliages de titane Ti5553 et Ti64 [Gerday, 2009]

aux alliages de titane présentant uniquement une microstructure nodulaire.

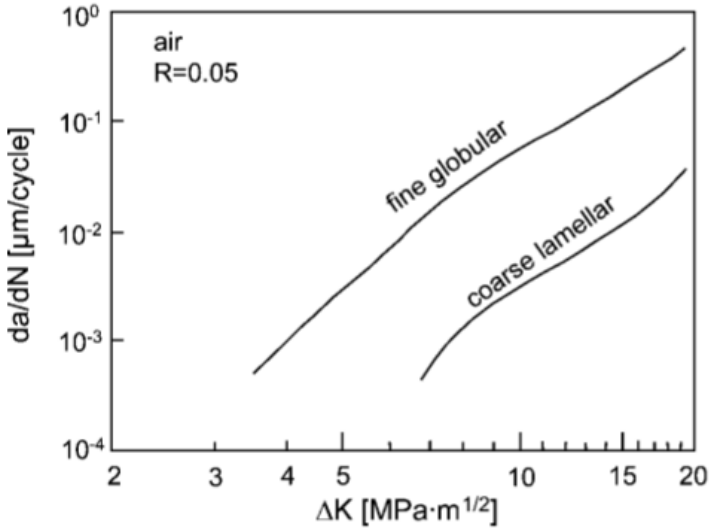


FIGURE 1.14 – Comparaison de la propagation sous chargements cycliques de 2 alliages de titane [Lütjering et Williams, 2007]. L'un présente une microstructure globulaire et l'autre une microstructure lamellaire

Les caractéristiques en fatigue de l'alliage de titane Ti5553 sont élevées par rapport aux autres nuances de titane [Leyens et Peters, 2003, Lütjering et Williams, 2007]. La figure 1.15 compare les deux nuances Ti5553 et Ti64. On observe une augmentation de la contrainte menant à l'endurance à 10^7 cycles d'environ 60% entre les deux alliages. La haute tenue mécanique combinée au potentiel ductile apporté par la microstruc-

ture nodulaire de l'alliage Ti5553 est un point fort pour les chargements de fatigue. Les structures de trains d'atterrissage sont dimensionnées et sollicités dans le domaine élastique, on s'intéressera dans le chapitre 4 à l'influence d'une accumulation de ces chargements successifs au cours de la vie de la structure. Les courbes de Wöhler (diagramme S-N) de la figure 1.15 illustrent la tenue en fatigue des alliages. Un matériau est performant en fatigue si :

— l'amorçage d'une fissure est retardé ;
— le seuil de propagation de fissure (K_{seuil}) est élevé ;
— la vitesse de propagation des fissures est lente.

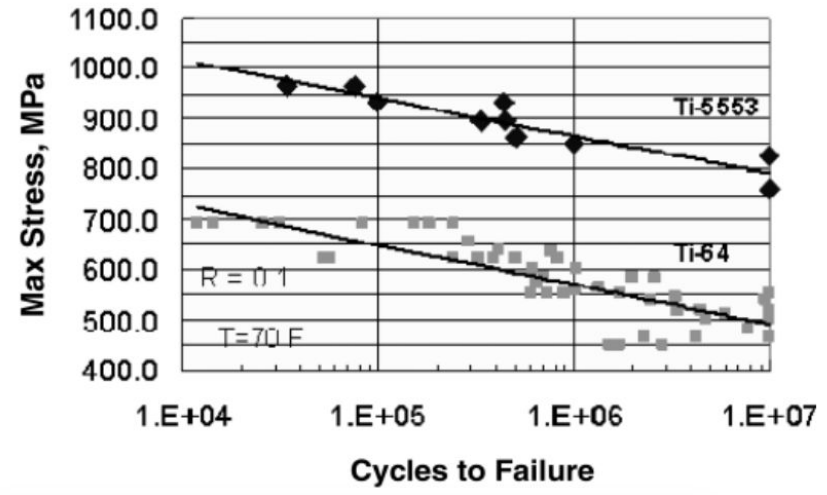
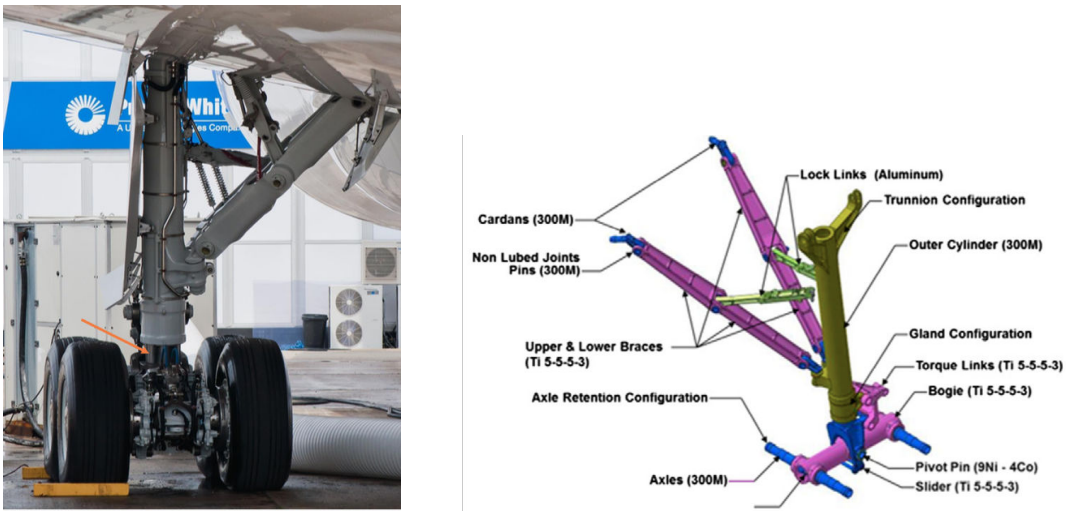


FIGURE 1.15 – Comparaison de la tenue en fatigue de 2 alliages de titane pour un rapport de charge de 0,1 [Boyer et Briggs, 2005]

La microstructure décrite ci-dessus pour l'alliage Ti5553 a de bonnes caractéristiques en fatigue grâce aux possibilités d'accommodation qui existe entre les grains. Ces caractéristiques sont intéressantes pour la tenue en fatigue globale d'une structure. Plus le matériau sera performant sur ces critères, plus les pièces en service pourront fonctionner normalement malgré la présence de défauts. Les chargements acceptables seront plus importants sans risque d'amorçage et de propagation de fissure menant à la ruine de la structure. Les diagrammes de Wöhler de l'alliage Ti5553 serviront de base pour comparer les données de fatigues obtenues lors des essais sur des éprouvettes ayant subi des FOD et présentant différents états de sub-surface. C'est l'objet du chapitre 4.

Le lot de matière duquel est extrait l'ensemble des éprouvettes de cette étude provient de la tige coulissante d'une jambe de train d'atterrissage de Boeing 787 Dreamliner (figure 1.16). L'ensemble de la jambe de train est un forgé d'alliage de titane Ti5553 qui a subi des usinages et un grenaillage de finition avant d'être mis en service sur les avions. Des éprouvettes ont été prélevées dans la tige coulissante (pièce coulissante dans la chemise de la jambe pointée par la flèche orange sur la figure 1.16(a)). Le tron-

çon est présenté en figure 1.17. Les éprouvettes ont toutes les caractéristiques de la structure en service, cela permet de garantir une similitude de réponse à la fatigue.



(a) (b)

FIGURE 1.16 – (a) Train d'atterrissage principal du Boeing 787. La flèche orange indique la tige coulissante de la quelle est extraite le lot de matière. Photographie par Julian Herzog [Richardson, 2016]. (b) Schéma de la jambe de train d'atterrissage du Boeing 787 Dreamliner

Plusieurs types d'éprouvettes ont été prélevés dans le cadre de cette étude suivant le plan de la figure 1.18. Trois types de caractérisation ont été menés lors de cette étude :

— cinq éprouvettes en os de chien (figure 1.19), pour connaître le comportement élasto-plastique du matériau étudié ;
— soixante huit éprouvettes KBR à base carrée (figure 4.12 du chapitre 4) pour effectuer les essais de caractérisation de tenue en fatigue (ici des faces et des coins) pour lesquels on crée un défaut de surface artificiel ;
— sept éprouvettes M(T) (figure 3.1 du chapitre 3) qui permettent d'étudier la propagation de fissure en mode I dans le matériau d'après la norme [AST, 2015].

(a) (b)

FIGURE 1.17 – (a) Portion de tige coulissante attribuée à l'étude. (b) Modèle CAO de la découpe des éprouvettes de l'étude

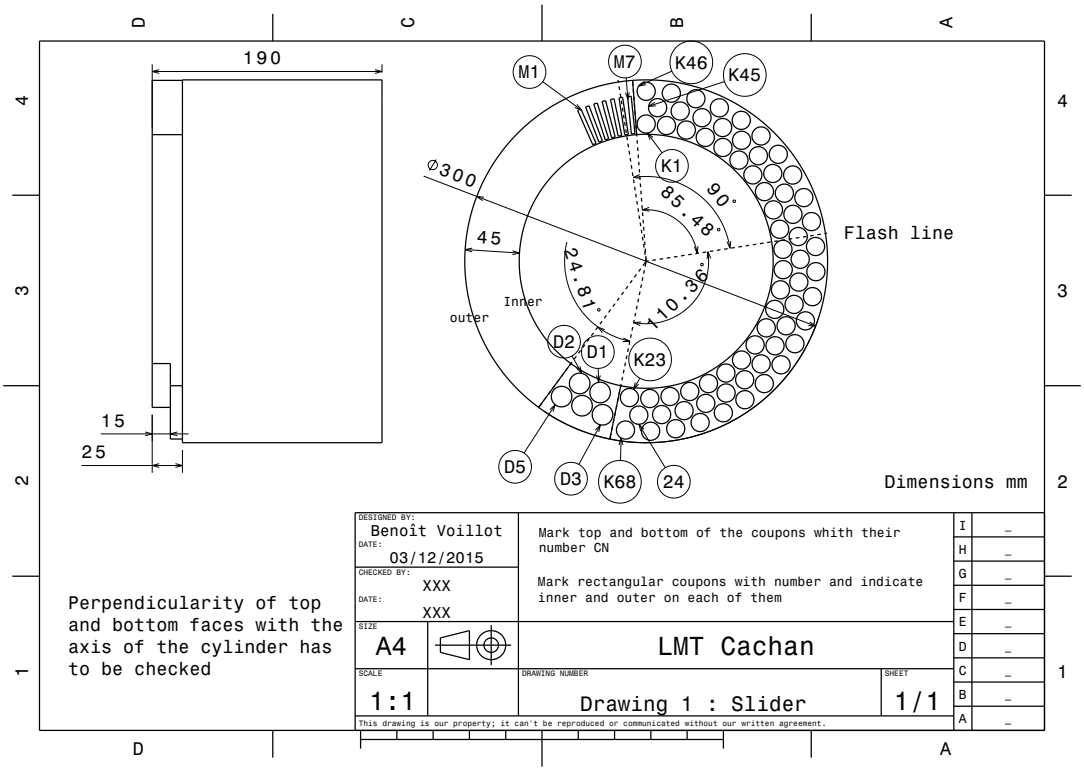


FIGURE 1.18 – Plan de prélèvement des éprouvettes

Les éprouvettes en os de chien et M(T) permettent de réaliser des essais pour accroître la connaissance d'une caractéristique précise (respectivement le comportement

élastoplastique et la propagation de fissure). En combinant les données, cela permet de mieux comprendre le comportement sous chargement cyclique des éprouvettes KBR. Celles-ci permettent de simuler à l'échelle du laboratoire l'évolution des caractéristiques mécaniques de la jambe de train d'atterrissage au cours de la vie en service.

3 Résultats expérimentaux sur la nuance Ti5553

On présente dans cette partie les essais d'étude du comportement élastoplastique de l'alliage Ti5553. Ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes en os de chien présentées sur le plan de la figure 1.19. Les éprouvettes proviennent de deux lots de matière distincts. Les éprouvettes dont le nom est D suivi d'un nombre compris entre 1 et 5 ont été prélevées dans la section de tige coulissante de la figure 1.17 suivant le plan de prélèvement de la figure 1.18. Les éprouvettes dont le nom est P suivi d'un nombre compris entre 1 et 10 sont issues d'un autre lopin d'alliage Ti5553 présentant les mêmes caractéristiques mécaniques que la tige coulissante. Les essais sont multi-instrumentés avec les moyens de mesure suivants :

— un extensomètre à froid permettant le pilotage de l'essai en déformation ;
— une camera Manta ou PCOedge équipée d'un objectif télécentrique pour un suivi par corrélation d'images numériques (CIN) ;
— un système de thermocouples pour certains essais permettant de suivre la réponse thermique du matériau.

Le moyen de mesure présent sur toutes les éprouvettes est l'extensomètre à froid. Il pilote l'essai en déformation. L'objectif de cette campagne d'essais est d'analyser le comportement élastoplastique macroscopique monotone et cyclique de l'alliage Ti5553. Pour réaliser l'essai sur un volume suffisamment représentatif de l'alliage (une vingtaine de grains par section), la section des éprouvettes d'un diamètre important *i.e.*, 10 mm a été retenue et a conduit au choix de la machine de traction.

La figure 1.20 est une image de la machine de traction utilisée lors de cette campagne d'essais. Il s'agit d'une machine électrohydraulique asservie MTS de capacité 50 t qui ne possède pas de système d'alignement.

Les caméras PCOEdge ou Manta à haute définition (respectivement 2160×2560 pixels et 1038×1388 pixels) prennent des photographies lors des essais. Les images des éprouvettes préalablement mouchetées sont post-traitées par corrélation d'images numériques (CIN). La figure 1.21 est un exemple des images obtenues. La CIN permet de réaliser des mesures quantitatives de déplacement grâce à la prise d'image lors de l'essai. Après avoir estimé la taille physique du pixel ici 13 μm, l'étude des images permet de connaître les déplacements réels de la surface de la pièce étudiée [Sutton, 2013]. Dans le cas d'une image 2D, on appelle communément f l'image de référence et g l'image déformée. Par conservation des niveaux de gris on peut écrire

$$f(\boldsymbol{x}) = g(\boldsymbol{x} + \boldsymbol{u}(\boldsymbol{x})) \tag{1.3}$$

où $\boldsymbol{u}$ représente le déplacement du pixel x. Les images présentent un caractère aléatoire du moyen d'acquisition (ici des caméras PCOedge et Manta), sont bruitées. Ré-

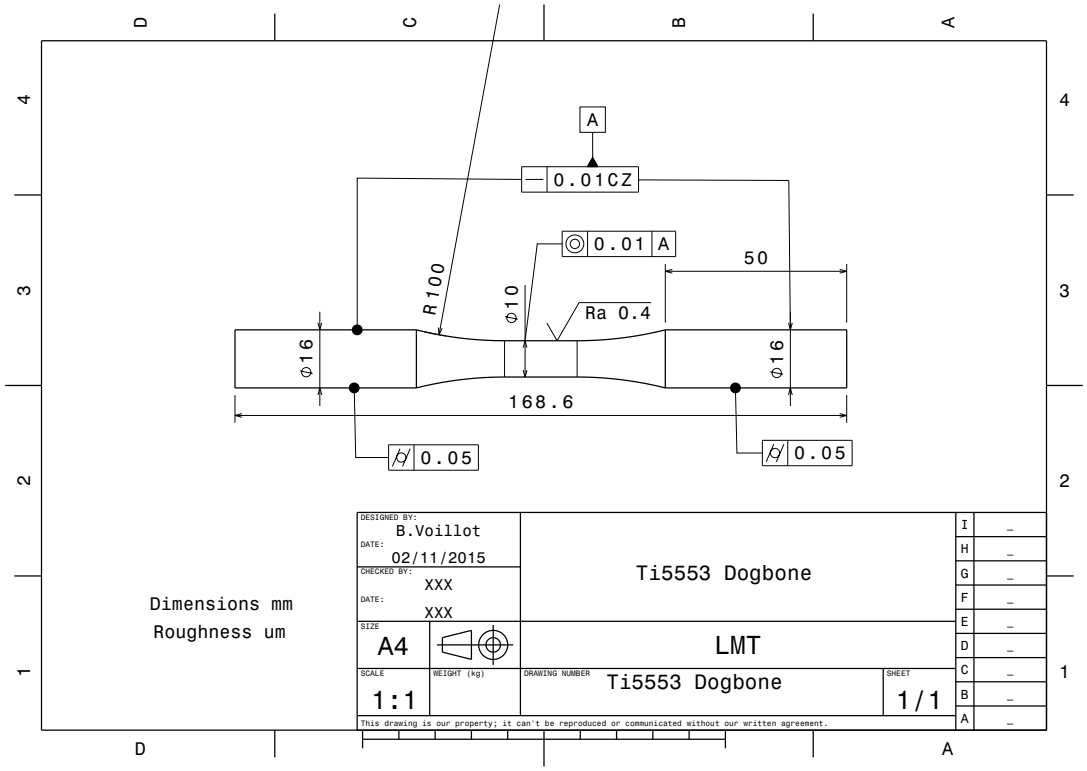


FIGURE 1.19 – Plan des éprouvettes utilisées pour l'étude du comportement élastoplastique de l'alliage Ti5553

FIGURE 1.20 – Illustrations du montage de traction. (a) Vue globale de l'essai avec caméra et objectif télécentrique G 0,25. (b) Dispositifs de mesure de température par thermocouples et extensomètre à froid

soudre un calcul de CIN revient à déterminer la solution d'un problème de minimisa-

tion. Il s'agit d'obtenir une valeur optimisée des déplacements de pixels entre l'image déformée et l'image de référence par minimisation de

$$\Phi = \sum_{ROI} (f(\boldsymbol{x}) - g(\boldsymbol{x} + \boldsymbol{u}(\boldsymbol{x})))^2 \tag{1.4}$$

Pour assurer la robustesse des calculs, on choisit une paramétrisation du champ de déplacements

$$\boldsymbol{u}(\boldsymbol{x}) = \sum_i v_i \boldsymbol{\Psi_i}(\boldsymbol{x}) \tag{1.5}$$

où $\boldsymbol{\Psi_i}$ sont des champs choisis et l'amplitude associée à chaque terme v_i est à déterminer [Hild et Roux, 2012]. Dans le cas des images analysées tout au long de ce travail, les champs cinématiques seront associés à une discrétisation de l'image en éléments finis triangulaires basés sur des éléments linéaires à trois noeuds. Ces éléments de maillage sont tracés en rouge sur la figure 1.21. Les zones en vert sur l'image sont les zones d'intérêt sur lesquelles ont été moyennées les déformations. Le code de calcul utilisé dans cette première partie est Correli-RT3 développé au LMT [Tomičević *et al.*, 2013].

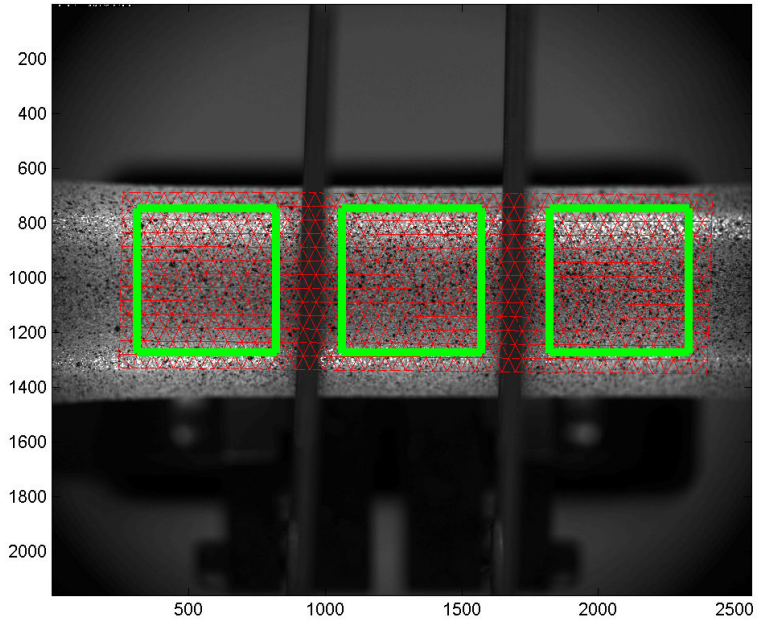


FIGURE 1.21 – Image de l'éprouvette P2 pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles

3.1 Essai de traction monotone de l'éprouvette P2

Le premier essai effectué lors de cette campagne est monotone. Il permet de déterminer le module d'Young E, la limite élastique du matériau $Re_{0,2\%}$, la contrainte à rupture Rm et l'allongement à rupture $A\%$. La figure 1.22 illustre les résultats de l'essai. Le

pilotage s'effectue en déformation imposée par l'extensomètre à froid (figure 1.22(a)) avec une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$. Cette vitesse sera conservée pour l'ensemble des essais de ce chapitre. L'estimation de la contrainte dite ingénieur de la figure 1.22(b) est réalisée à partir de l'effort mesuré par la cellule d'effort de la machine connaissant la section initiale de l'éprouvette.

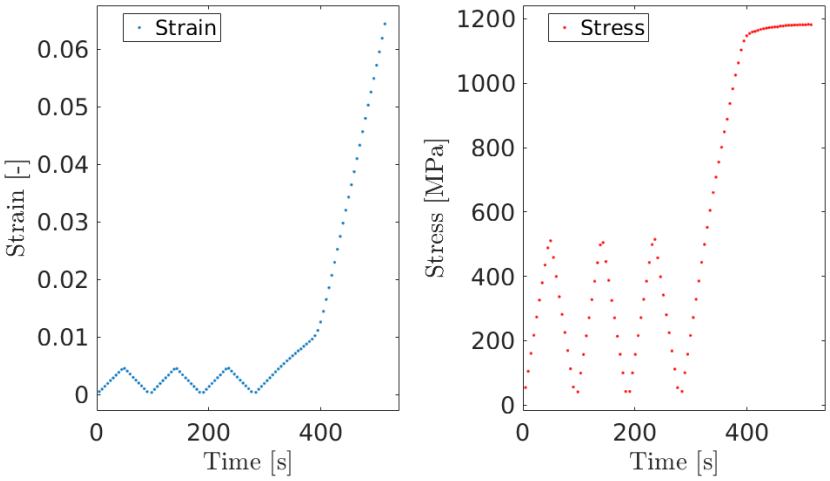


FIGURE 1.22 – Essai de traction monotone de l'éprouvette P2. (a) Pilotage de l'essai en déformation mesurée par extensomètre à froid. (b) Contrainte ingénieur calculée

La figure 1.23 présente les résultats de corrélation d'images. Les quantités d'intérêt évaluées par CIN sont obtenues en effectuant des moyennes à l'intérieur de la zone verte au centre de l'éprouvette. Cette zone est légèrement plus courte que la longueur utile de l'extensomètre. On remarque une bonne adéquation sur la figure 1.23(a) entre les données fournies par l'extensomètre et le calcul CIN pour la zone centrale. Ce résultat permet de valider les estimations de déformation par CIN pour cet essai. La figure 1.23(b) compare les résultats de calcul de corrélation pour les déformations longitudinale et transverse.

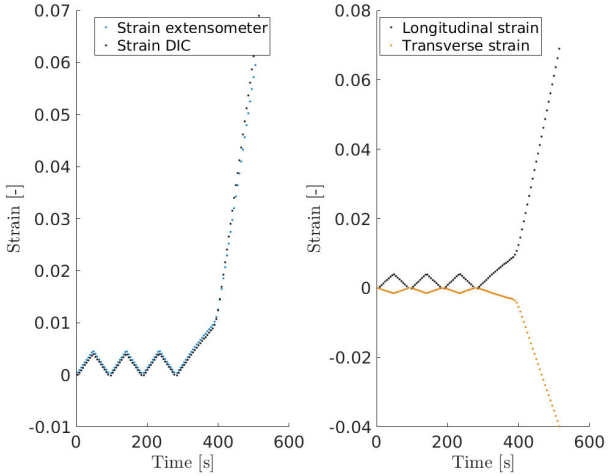


FIGURE 1.23 – Essai de traction monotone de l'éprouvette P2. (a) Comparaison des valeurs de déformations longitudinales obtenues par l'extensomètre et par CIN. (b) Déformations longitudinale et transverse mesurées par CIN

La figure 1.24 présente les mêmes données sous une forme différente. La figure 1.24(a) confirme l'adéquation entre les données extensométriques en abscisse et CIN en ordonnée avec un coefficient de corrélation de $0,97$ dans la zone élastique. La figure 1.24(b) permet par une approche des moindres carrés de calculer un coefficient de Poisson linéaire jusqu'à la limite élastique à $1,2\%$ de déformation. La valeur du coefficient de Poisson dans le domaine élastique est $\nu = 0,36$ un coefficient proche de ceux de la littérature pour cet alliage de titane (*e.g.*, $\nu = 0,35$ pour [Martin, 2012]).

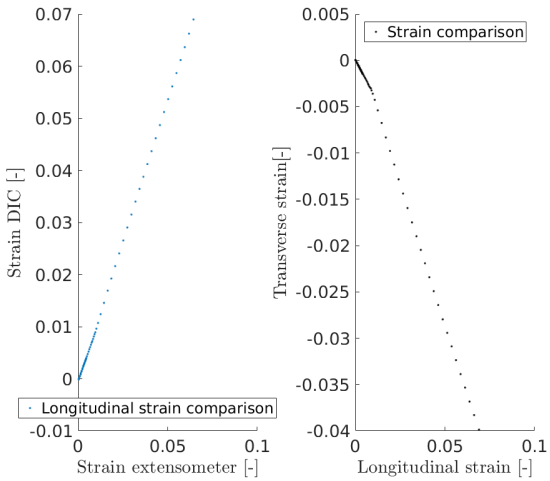


FIGURE 1.24 – (a) Déformation longitudinale CIN/extensomètre. (b) Déformation CIN transverse/déformation CIN longitudinale

On peut tracer d'après ces données la courbe contrainte-déformation issue de l'essai. La figure 1.25 présente les données extensométriques et de CIN dans la zone centrale de l'éprouvette. Par analyse de la courbe, on obtient une limite élastique du matériau $Re_{0,2\%}$ de 1140 MPa pour une déformation totale de 1,2%. Le module d'Young de l'alliage est estimé par méthode des moindres carrés à une valeur de 117 GPa pour la CIN et 113 GPa par la mesure extensométrique. Les valeurs attendues sont proches de 115 GPa pour cet alliage [Duval, 2013, Herbig, 2011, Martin, 2012]. La limite à rupture est observée pour une déformation maximale $A\% = 7\%$. La contrainte ingénieur maximale avant striction vaut 1180 MPa (une valeur trop faible par rapport à la littérature [Duval, 2013, Herbig, 2011, Martin, 2012]). La rupture est brutale et la phase d'adoucissement est très faible. On retrouve ici les caractéristiques d'un alliage de titane à haute performance, présentant une haute résistance grâce à la phase α secondaire et une certaine déformabilité dans le domaine élastique et moindre en plasticité grâce à la phase β et aux nodules de la phase α primaire [Lütjering et Williams, 2007, Duval, 2013]. Pour les mêmes paramètres d'essai, la thèse [Duval, 2013] présente une estimation du module d'Young E=107,2 GPa, une limite d'élasticité $Re_{0,2\%}$=1197 MPa, une limite à rupture de Rm=1423 MPa pour une déformation maximale de $A\% = 7,5$ sur une éprouvette de diamètre 6 mm mais de section utile courte. Il y a cohérence entre les résultats présentés dans ce travail et celui de Duval exception faite de la résistance mécanique qui est ici inférieure de 240 MPa.

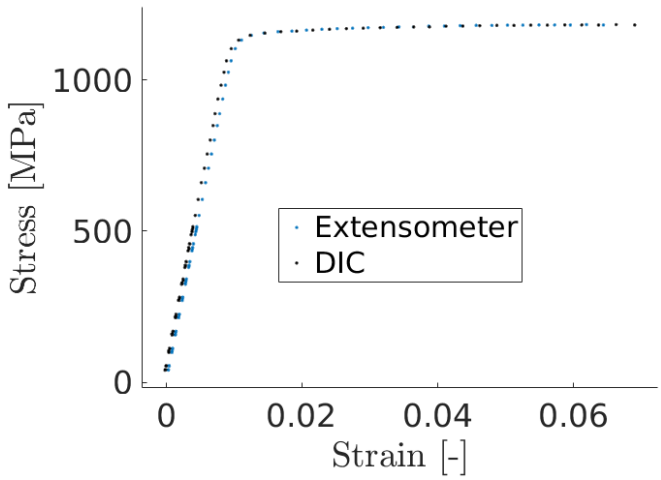


FIGURE 1.25 – Courbe contrainte/déformation (CIN et extensométrique)

On s'intéresse à cet écart de résistance mécanique et on suppose la présence de flexion parasite lors de l'essai. On étudie pour cela les deux zones vertes de l'éprouvette à l'extérieur de la zone étudiée précédemment sur laquelle repose la mesure par extensomètre et les résultats CIN centraux (figure 1.26). On obtient les graphiques de la figure 1.26. En rouge les tracés correspondent à la zone verte gauche de l'image, la courbe noire correspond à la zone centrale (présentée précédemment) et la courbe

bleue à la zone à droite de l'extensomètre. Il est intéressant de noter sur la figure 1.26(a-b) que les déformations longitudinales et transverses sont identiques dans les trois zones dans le domaine élastique. Il en est de même pour la rotation moyenne des zones (figure 1.26(c)). Lorsque la limite élastique est dépassée pour une déformation totale supérieure à $\varepsilon = 1,2\%$, les courbes se séparent : le comportement de l'éprouvette n'est plus homogène. On remarque tout d'abord une plus grande déformation de la zone centrale, suivie de près par la zone droite (bleue) puis la zone gauche en rouge dont la déformation moyenne est significativement plus faible. Le même phénomène apparait sur les déformations transverses. Cela traduit une concentration de déformation dans la zone centrale et dans la zone droite alors que la zone gauche est moins affectée par cette concentration de déformation. Un phénomène se produit entre les zones centrale et droite (courbes noire et bleue). On s'intéresse aux rotations et on observe un phénomène inverse : les courbes rouge et noire se superposent dans le domaine plastique alors que la courbe bleue correspondant à la zone droite s'écarte. Les rotations des zones de gauche et centrale sont similaires tout au long de l'essai. La zone bleue, à droite, présente une rotation strictement opposée aux deux autres dans le domaine plastique. Il y a donc un centre de rotation dans cette éprouvette se situant entre la zone centrale et la zone de droite qui apparait lors du passage dans le domaine plastique. Le signe de la rotation s'inverse et les déformations se concentrent, symptôme de l'apparition d'une rotule plastique. On conclut à l'existence de flexion parasite dans le domaine plastique suite à l'activation d'une rotule plastique dans l'éprouvette entre les zones gauche et centrale.

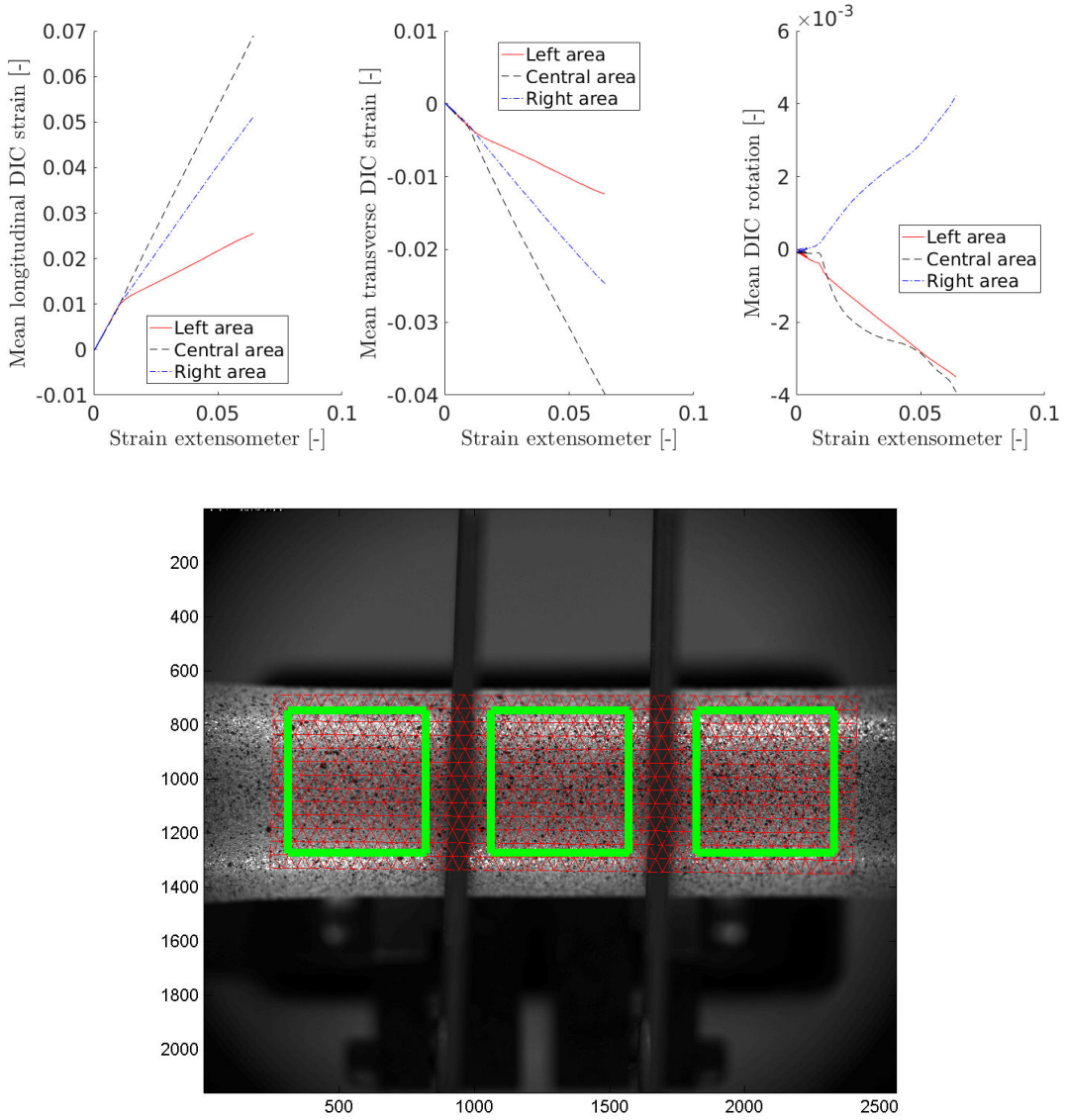


FIGURE 1.26 – Analyse de l'homogénéité de l'essai. Les courbes rouges sont la zone 1 (gauche), les courbes noires la zone centrale et les courbes bleues la zone droite. (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette. (b) Déformations transverses dans l'éprouvette. (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation de l'extensomètre

La figure 1.26(c) nous permet d'estimer la flexion présente lors de l'essai dans le domaine plastique. Il est impossible de connaître le comportement réel de l'éprouvette car l'essai n'est pas instrumenté avec le dispositif nécessaire (la stéréocorrélation [Dufour *et al.*, 2016]) pour étudier les six degrés de liberté. Par un calcul de flexion simple, on estime la contrainte parasite due au phénomène de flexion dans l'éprou-

vette. L'écart de contrainte de flexion s'écrit

$$\Delta\sigma_{max} = Ey''\frac{D}{2} \tag{1.6}$$

avec

$$y'' = \frac{\Delta\omega}{\Delta x} \tag{1.7}$$

où $\Delta\sigma_{max}$ est la contrainte maximale dans la section, E le module d'Young du matériau, D est le diamètre de la section, $\Delta\omega$ est la variation de rotation et Δx l'écart entre le centre des zones gauche et droite est de 20 mm.

On obtient un écart de flexion de 220 MPa. Si on l'ajoute à la contrainte de traction nominale de l'essai, la contrainte de traction locale maximale dans l'éprouvette vaut 1400 MPa. Cette valeur est similaire à la résistance mécanique du matériau testé dans la thèse [Duval, 2013]. La valeur obtenue est une estimation basse de la flexion. En effet, si le phénomène de flexion se produit dans le plan de l'image, la valeur calculée est exacte. Sinon, la valeur obtenue par le calcul de flexion sous-estime la flexion réelle. Néanmoins, la similarité des valeurs de déformation mesurée par extensomètre et CIN (cf. figure 1.24) permet de postuler un plan de flexion proche du plan de l'image.

3.2 Essai de traction monotone de l'éprouvette P1

On reconduit le même essai avec l'éprouvette suivante (figure 1.27). Pour détecter la flexion parasite, le même protocole de dépouillement a été mis en place avec un pilotage par extensomètre et trois zones d'étude par CIN.

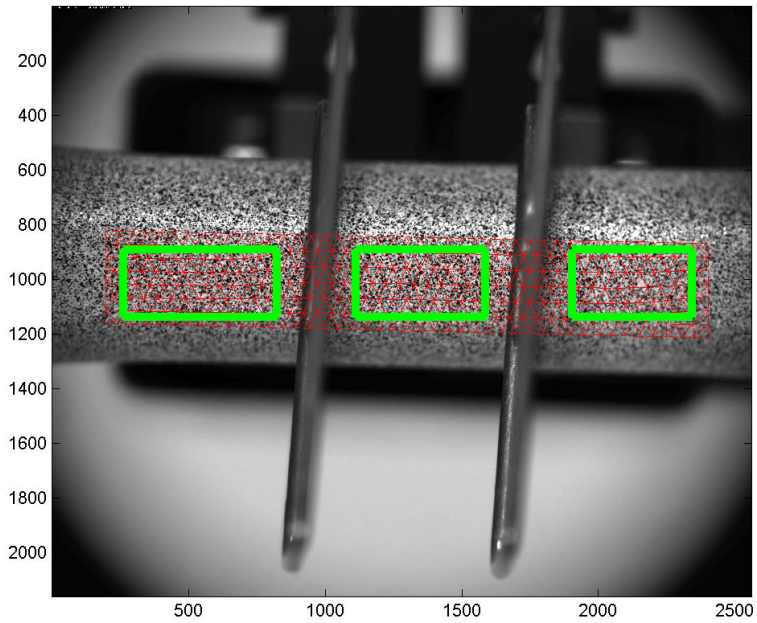


FIGURE 1.27 – Image de l'éprouvette P1 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles

La figure 1.28 illustre les résultats de déformation pour les dépouillements de l'extensomètre et de CIN. On observe une forte différence entre le signal extensométrique et les déformations évaluées par CIN. Il y a un facteur 9 entre les deux jeux de données. Le saut en déformation lors de la dernière montée en charge confirme le glissement de l'extensomètre au cours de l'essai. Les résultats de l'extensomètre sont donc inexploitables, c'est pourquoi on s'intéresse aux données de CIN.

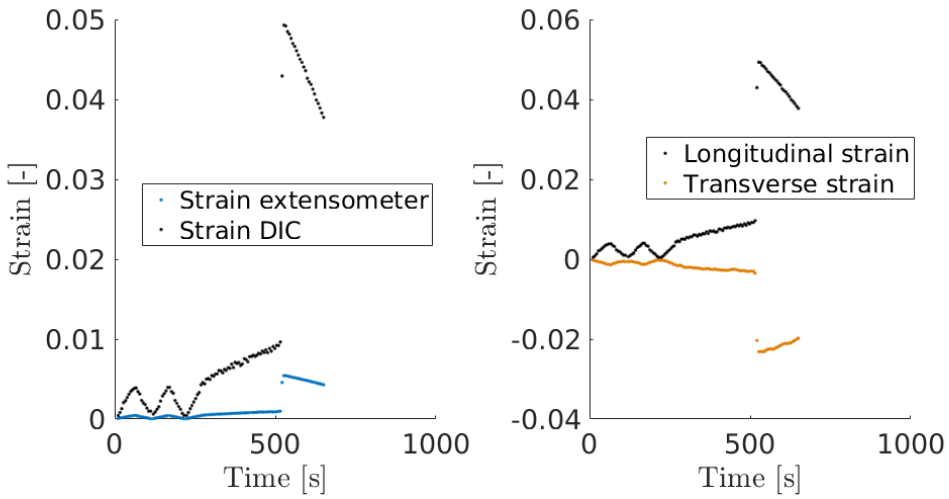


FIGURE 1.28 – Essai de traction monotone. (a) Comparaison des valeurs de déformations obtenues par l'extensomètre et par CIN. (b) Déformations longitudinale et transverse

Pour la courbe contrainte/déformation de la figure 1.29, on s'intéresse uniquement aux données obtenues par CIN. Par calcul du coefficient de Poisson dans le domaine élastique on obtient une valeur $\nu = 0,34$. Le module d'Young calculé est 113 GPa. Dans le domaine élastique l'essai est très proche du précédent et cohérent avec les données de la littérature [Martin, 2012, Duval, 2013].

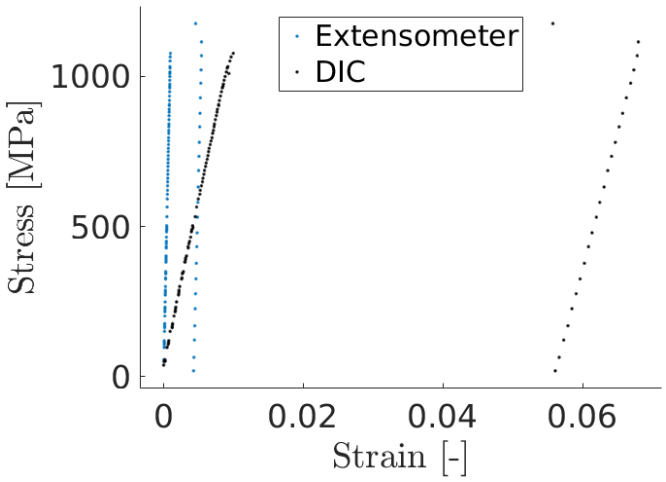


FIGURE 1.29 – Contrainte longitudinale en fonction de la déformation mesurée par l'extensomètre et par CIN. On observe un écart très important entre les deux résultats

L'étude du comportement en flexion de l'éprouvette lors de l'essai (figure 1.30) est réalisée comme sur l'éprouvette précédente. Ici la zone d'activation de la rotule plas-

tique semble se situer à l'intérieur de la zone centrale. L'écart maximal de contrainte supposé du au phénomène de flexion est quantifié à 125 MPa, une valeur plus faible que précédemment. Par superposition avec la contrainte de traction de l'essai, la contrainte maximale serait de 1300 MPa. Comme l'information de l'extensomètre n'est pas exploitable, il n'est pas possible d'intuiter le plan de flexion de l'éprouvette. Cependant on peut supposer qu'il n'est pas dans le plan de l'image car la valeur de la flexion est plus faible que précédemment. Le pilotage par l'intermédiaire de l'extensomètre qui a glissé a également pu perturber l'essai.

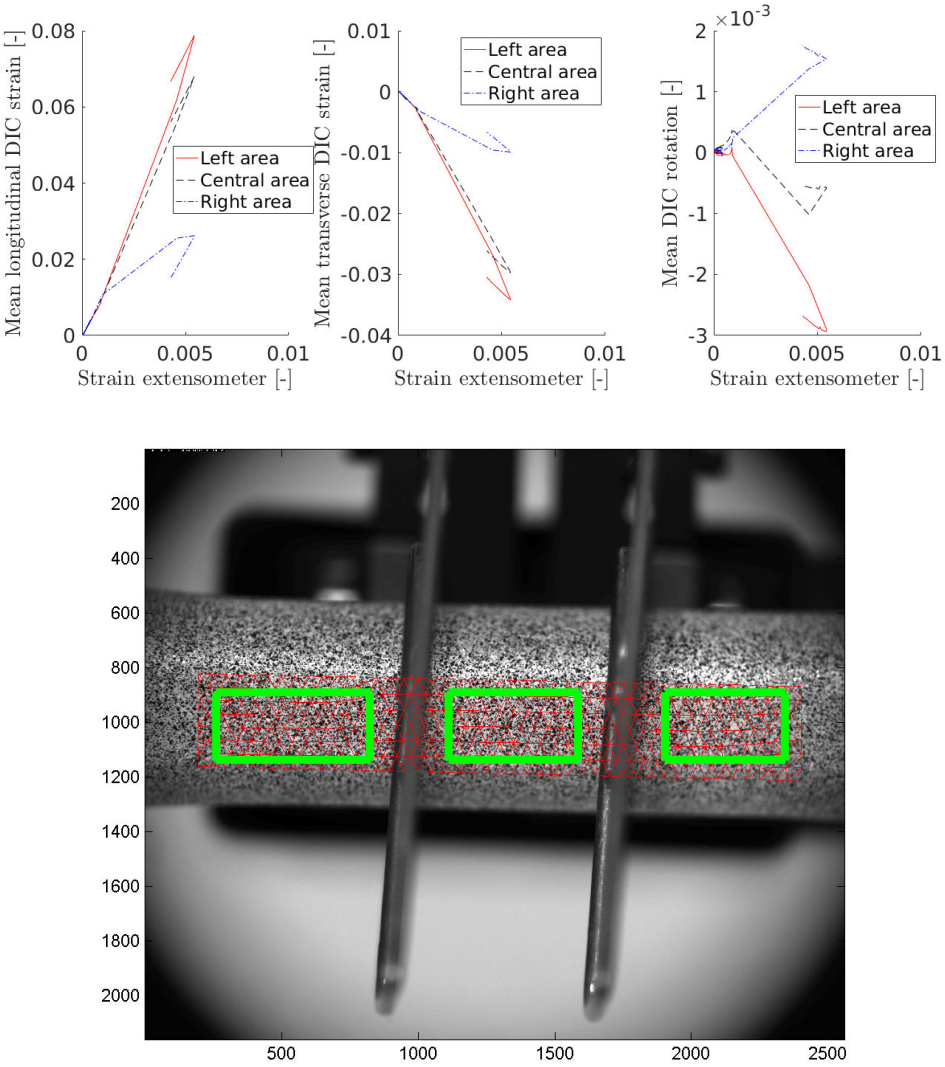


FIGURE 1.30 – La courbe rouge est la zone 1 (gauche), la courbe noire la zone 2 centrale et la courbe bleue la zone trois (droite). (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette, (b) déformations transverses dans l'éprouvette, (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation extensomètre

3.3 Essai de traction monotone de l'éprouvette P3

On souhaite maintenant explorer plus précisément le domaine plastique et l'évolution du module d'Young du matériau en régime plastique. C'est l'objet de l'essai dont l'éprouvette P3 est présentée en figure 1.31. Il est piloté en déformation par l'extensomètre. L'objectif télécentrique et la caméra ont été changé. Il s'agit d'un objectif télécentrique G 0,5 équipant une caméra Manta. La définition des images est de 1038×1388 pixels et la taille physique du pixel est de 13 μm.

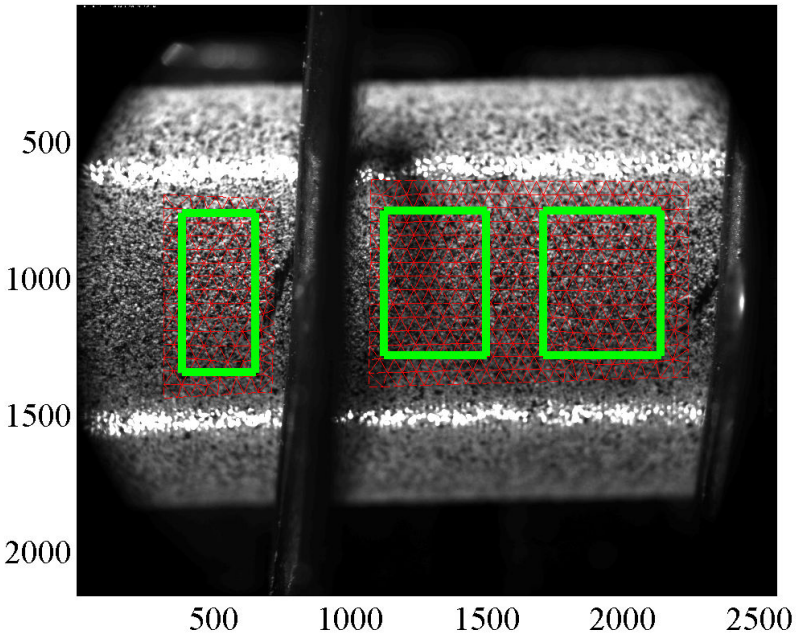


FIGURE 1.31 – Image de l'éprouvette P3 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont des jauges virtuelles

Comme pour les essais précédents, on trace sur la figure 1.32 la contrainte longitudinale en fonction de la déformation. Les points CIN (en noir sur la figure) sont obtenus par moyenne des deux zones vertes entre les couteaux de l'extensomètre. On estime la limite élastique du matériau $Re_{0,2\%}$ = 1100 MPa, la limite mécanique à rupture Rm=1200 MPa et l'allongement à rupture $A\% = 7,5$. On remarque sur la figure une légère différence dans les déformations estimées par CIN et par l'extensomètre. Cette différence s'accentue au cours des chargements successifs. Cela peut être le symptôme du glissement de l'extensomètre.

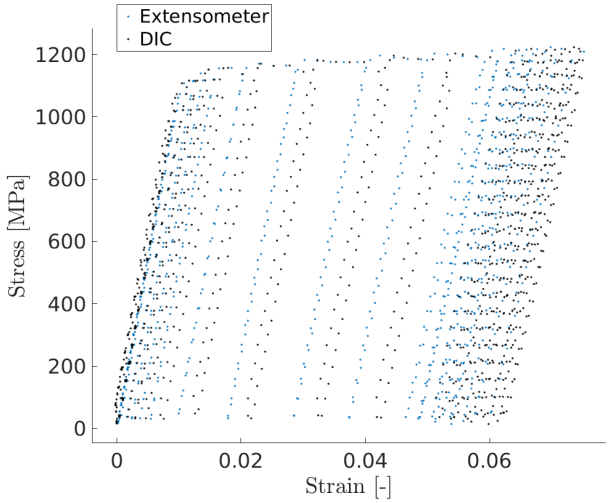


FIGURE 1.32 – Courbes contraintes/déformations (mesurées par l'extensomètre et CIN)

Des trois zones analysées, on trace la figure 1.33. On remarque sur cette figure un comportement similaire des trois zones en déformations longitudinales et transversales. Les rotations présentes dans les différentes zones d'études varient. Il semble qu'une rotule plastique soit activée dans le domaine plastique au niveau de la zone centrale en noir. Lors du calcul de flexion réalisé d'après les équations (1.6), l'écart de flexion est estimé à 290 MPa entre la zone de gauche et la zone centrale. La contrainte maximale locale est alors estimée à 1490 MPa. Il est à noter que les calculs dans la zone de mesure centrale sont altérés par l'ombre du ressort de l'extensomètre et que la distance entre les zones sont assez faibles (10 mm entre le centre de la zone gauche et la zone centrale).

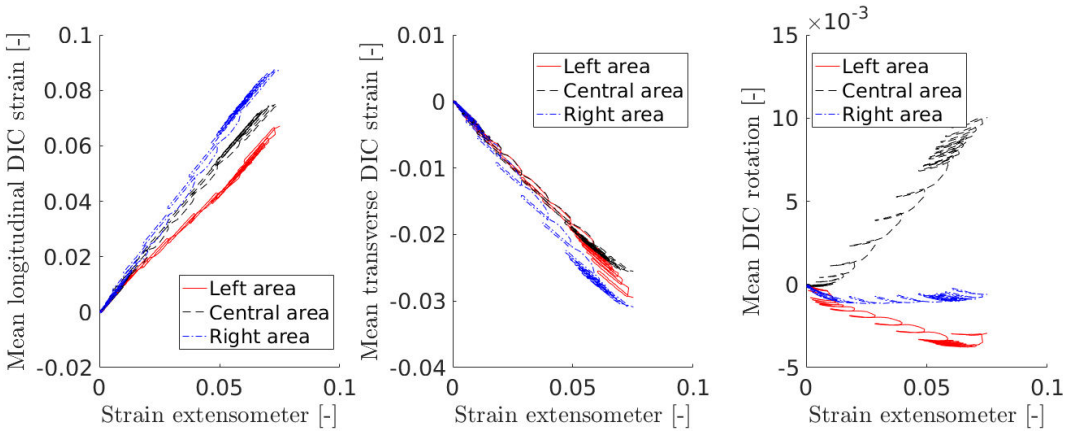


FIGURE 1.33 – La courbe rouge est la zone 1 (gauche), la courbe noire la zone 2 centrale et la courbe bleue la zone trois (droite). (a) Déformations longitudinales dans l'éprouvette, (b) déformations transverses dans l'éprouvette, (c) Rotations dans l'éprouvette en fonction de la déformation extensométrique

.

La figure 1.34 présente les champs de résidus sur une des images prise lors de l'essai. On remarque une variation des résidus au niveau de la zone centrale prenant la forme du ressort et de son ombre (à gauche de la zone analysée sur la figure 1.34). Cela est le signe d'une perturbation lors de l'analyse. Les paramètres obtenus dans cette zone sont donc à considérer avec précaution.

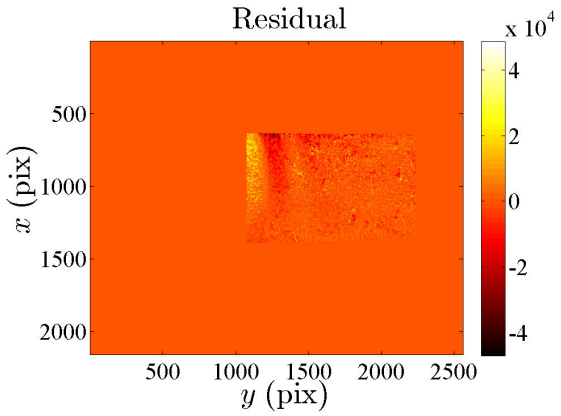


FIGURE 1.34 – Champs de résidus (en niveaux de gris)

.

La figure 1.35 illustre l'évolution du module d'Young au cours de l'essai. Le module d'Young varie de 113 GPa lorsque le matériau n'a pas plastifié (à la première charge) à 88 GPa lorsque le matériau a beaucoup plastifié. Il est à noter une légère différence

entre le module d'Young estimé lors de la charge et de la décharge, une différence qui augmente avec la plasticité.

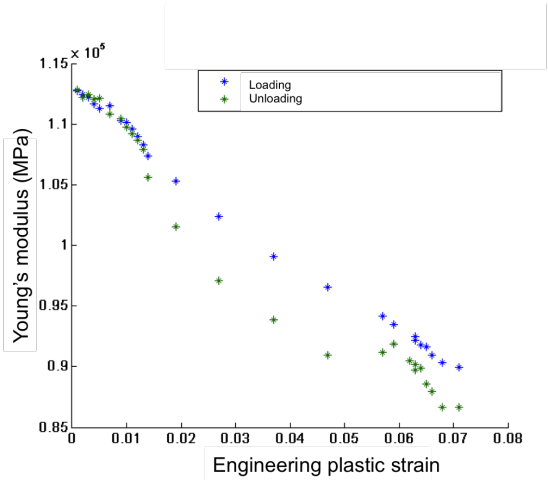


FIGURE 1.35 – Evolution du module d'Young lors de l'essai pour les charges et décharges de l'éprouvette

3.4 Essai de traction cyclique de l'éprouvette P10

Enfin le comportement cyclique du matériau nous intéresse. On réalise des cycles en augmentant la déformation entre deux cycles consécutifs pour obtenir les résultats des figure 1.37 et 1.38 sur l'éprouvette P10 montrée en figure 1.36.

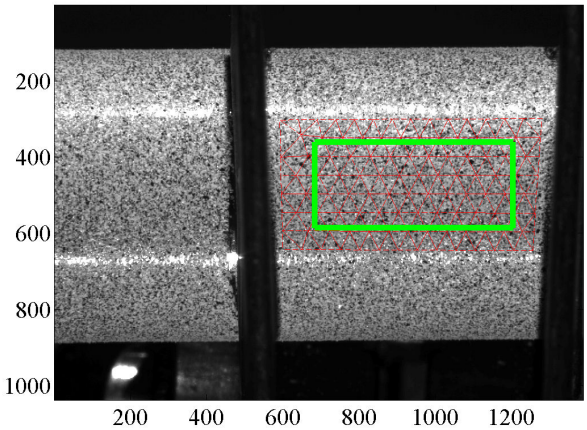


FIGURE 1.36 – Image de l'éprouvette P10 utilisée pour les calculs de CIN. Le maillage en rouge est triangulaire, les zones vertes sont étudiées ci-dessous

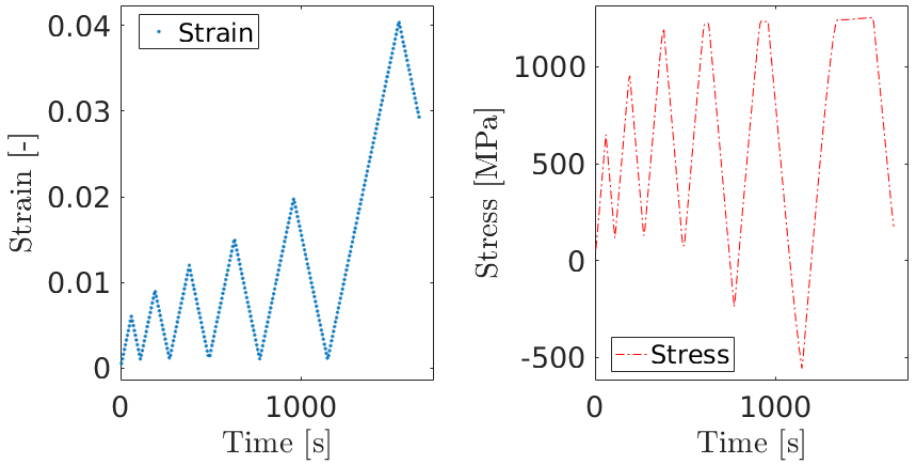


FIGURE 1.37 – Essai avec cycles de plasticité, (a) pilotage de l'essai en déformation (b) contrainte ingénieur

On remarque sur la figure 1.38 une très bonne adéquation entre le signal extensométrique et la CIN pour les calculs dans la zone correspondant à la mesure par extensomètre. On remarque une très légère séparation des signaux lorsque la plasticité augmente lors de la dernière charge.

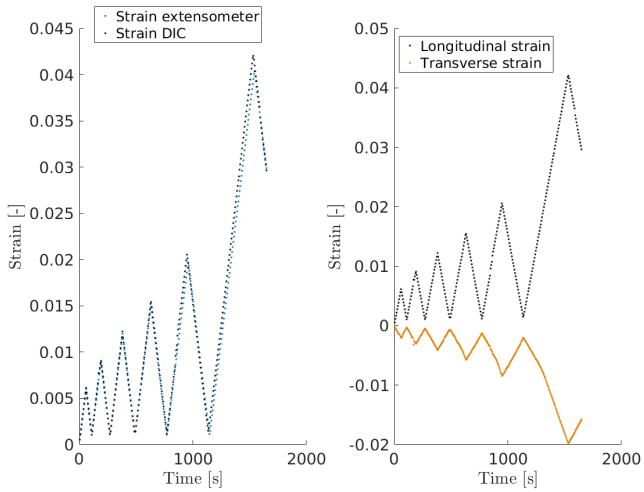


FIGURE 1.38 – Comparaison des mesures de déformation par extensomètre et corrélation d'image (a). Déformations longitudinale et transverse estimées par CIN

La figure 1.39 présente la courbe contrainte/déformation de l'essai. On observe les montées et descentes linéaires dans le domaine élastique, puis les premiers cycles du domaine plastique qui présentent des boucles d'hystérésis de plus en plus marquées lorsque la plasticité entre deux cycles augmente.

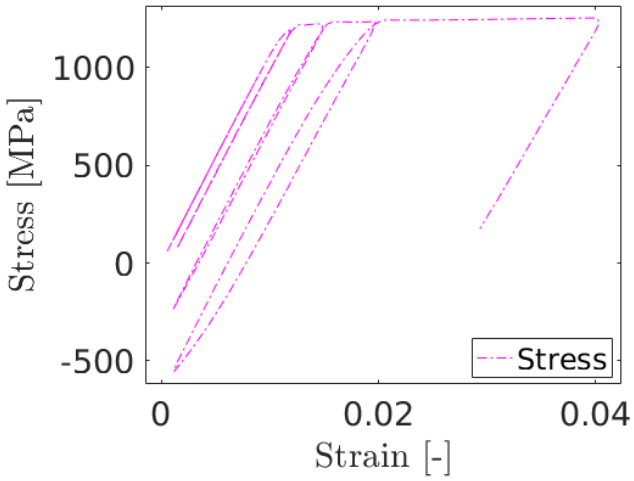


FIGURE 1.39 – Courbe contrainte/déformation de l'essai avec cycles de plasticité

Comme précédemment, on procède à une étude de la flexion dans l'éprouvette (en séparant la zone d'étude en deux partie distinctes, voir figure 1.40). La zone à gauche de l'éprouvette n'est pas exploitable à cause d'un mouvement de corps rigide trop important lors de l'essai. On obtient les tracés de la figure 1.41. La figure 1.41(a-b) montre une homogénéité des déformations dans la zone utile sous l'extensomètre. La figure 1.41(c) révèle des rotations différentes dans l'éprouvette, un symptôme de la présence de flexion parasite qui se développe dans le domaine plastique. Par un calcul de flexion, on obtient un écart de contrainte longitudinale parasite de 300 MPa portant la résistance mécanique du matériau à 1500 MPa une valeur légèrement supérieure aux essais sur les éprouvettes P1 et P2 mais proche de celle de l'éprouvette P3. La distance entre les deux zones d'étude est très courte (inférieure à 5 mm), l'évaluation de la courbure pour obtenir le moment de flexion peut s'en trouver altérée. Cela peut expliquer cette légère surestimation de la limite à rupture. Les signaux extensométriques et CIN étant proches, on peut supposer un plan de flexion proche du plan de l'image.

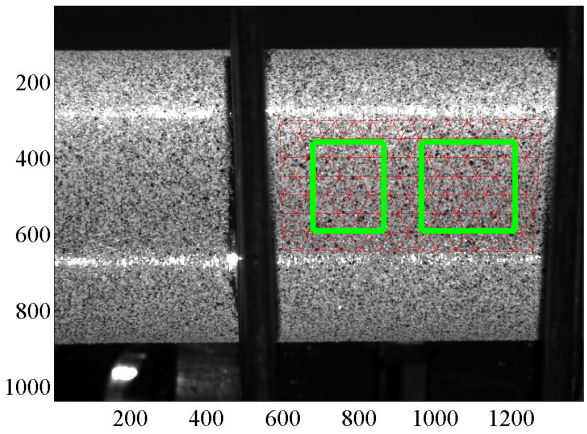


FIGURE 1.40 – Zones utilisées pour le calcul de flexion parasite

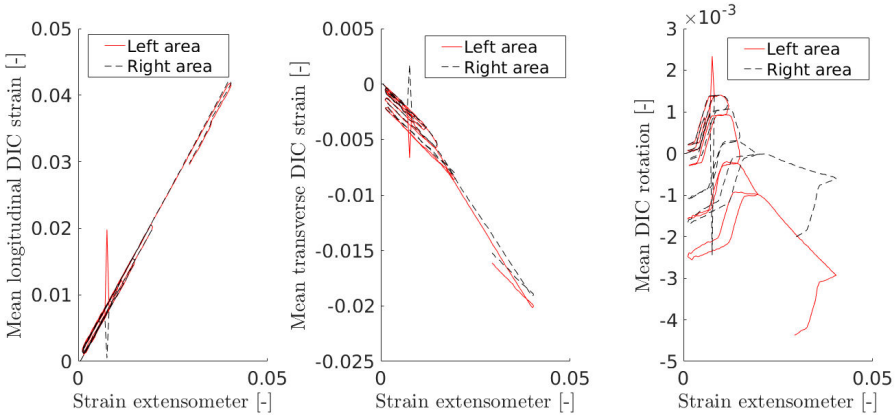


FIGURE 1.41 – (a) Déformations longitudinales aux extrémités de la zone centrale, (b) déformations transverses, (c) rotation moyenne dans les sections montrées dans la figure 1.40

3.5 Essai de traction sur une autre machine de l'éprouvette P10

Pour connaître l'influence de la machine de traction utilisée sur l'activation des rotules de plasticité, on réalise un essai comparatif sur une machine électrohydraulique asservie dont la capacité de chargement (10 t) est sous-dimensionnée par rapport à l'éprouvette testée. Il faut une capacité de 12 t pour effectuer les essais dans de bonnes conditions. Contrairement à la machine de traction 50 t cette machine présente un système d'alignement. Après avoir réalisé un alignement adéquat, on effectue un essai de traction monotone. On réutilise l'éprouvette précédente qui n'a pas rompu pour cette vérification. Cet essai est piloté en déformation par l'extensomètre.

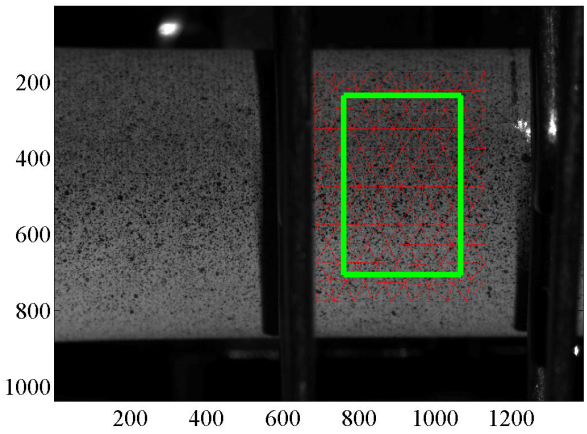


FIGURE 1.42 – Image de l'éprouvette P10 testée sur la machine de traction 10T. Seule la zone maillée a pu être utilisée pour les analyses par CIN

Les résultats en termes de déformations de l'extensomètre et de la CIN sont présentés sur la figure 1.43. L'évolution dans le domaine élastique est conforme aux observations sur la machine de traction 50 t avec un signal de l'extensomètre similaire au résulat CIN. Rapidement, les limites mécaniques de la machine sont atteintes, l'étude du domaine plastique est donc compliquée à mener. Il semble cependant que comme pour les essais précédents, les signaux CIN et extensométriques s'écartent dans le domaine plastique. On estime le module d'Young E à 91 GPa, une valeur cohérente avec la valeur du module d'Young lors de la dernière décharge de l'essai précédent et de la valeur du module d'Young de la figure 1.35 (*i.e.*, 94 GPa). La contrainte ingénieur maximale Rm est évaluée à 1320 MPa. Il est ici difficile de réaliser un calcul de flexion parasite car la zone d'étude est très courte. La zone de gauche est quant à elle inexploitable par CIN car le mouvement de corps rigide est important au cours de l'essai.

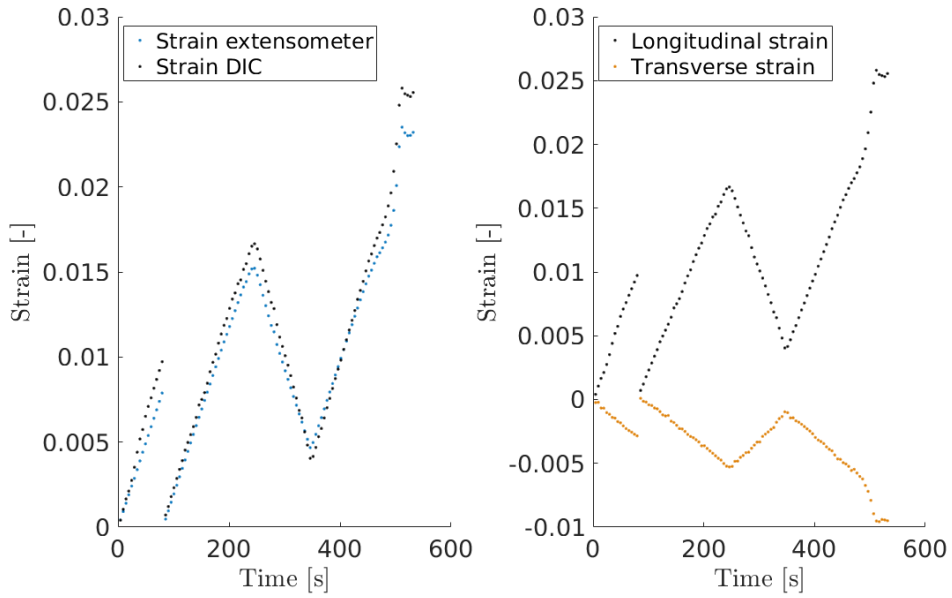


FIGURE 1.43 – Essai de traction monotone sur une machine électromécanique de capacité 10 t avec dispositif d'alignement

On trace sur la figure 1.44 les courbes contrainte/déformation de cet essai. On remarque que les données extensométriques et CIN ne se superposent pas. Cela peut être le signe d'un glissement de l'extensomètre ou de flexion lors de l'essai.

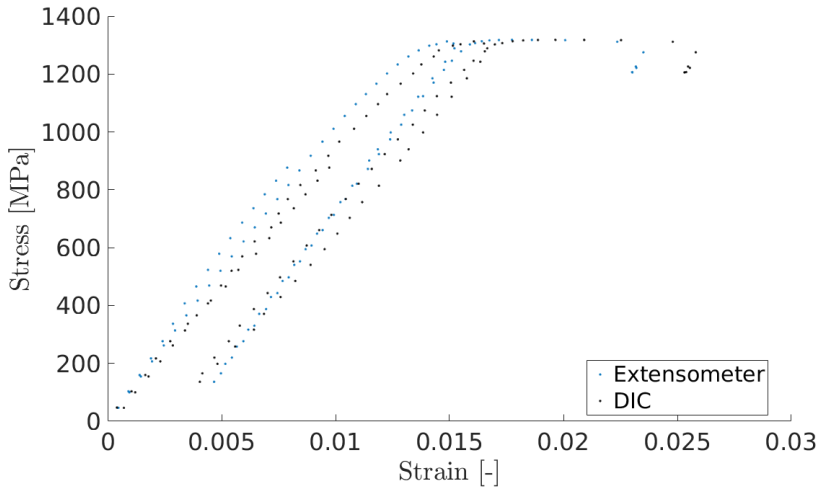


FIGURE 1.44 – Courbes contrainte/déformation de l'essai pour les mesures avec l'extensomètre et les mesures CIN

La figure 1.44 regroupe les courbes contrainte/déformation des deux essais. On observe une bonne concordance entre la dernière décharge sur la première machine et

la première charge sur la deuxième machine de traction avec des modules d'Young identiques. Les contraintes maximales sont elles différentes. Rm vaut 1250 MPa sur la machine de traction 50 t avant calcul de la flexion puis 1400 MPa après prise en compte de la flexion. Sur la machine de traction 10 t Rm est estimée à 1320 MPa. Le calcul de la flexion n'étant pas possible sur cette éprouvette, cette valeur est potentiellement sous-estimée.

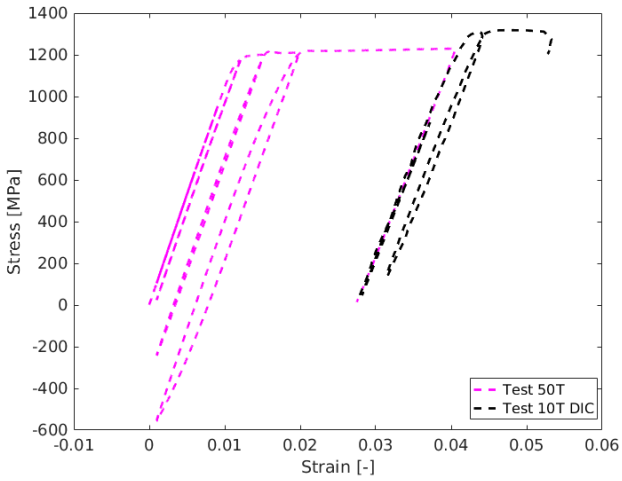


FIGURE 1.45 – Courbes contrainte/déformation de l'essai précédent et de la vérification sur la machine de traction 10 t

L'essai sur la machine 10 t présente une contrainte maximale plus élevée pour l'alliage Ti5553 que les contraintes obtenues sur la machine de traction 50 t. Le système permettant d'assurer le bon alignement sur la machine 10 t semble donc réduire la flexion parasite. Cependant, la contrainte maximale évaluée à 1320 MPa est en dessous des valeurs obtenues après prise en compte de la flexion sur la machine 50 t ainsi que les valeurs présentes dans la littérature [Duval, 2013, Martin, 2012]. Malgré le système d'alignement, des phénomènes de flexion semblent donc se produire lors de l'essai. Plusieurs phénomènes peuvent expliquer la présence de flexion parasite :

— l'historique de chargement de l'éprouvette et notamment l'activation d'une rotule plastique lors de l'essai sur la 50 t qui se réactiverait lors de l'essai sur la machine 10 t malgré l'alignement ;
— la forme de l'éprouvette avec une zone utile plus longue que les éprouvettes usuelles de fatigue desquelles sont issues les données de fatigue de la littérature ;
— un léger désalignement de la machine de traction 10 t malgré le système d'alignement.

Le tableau 1.3 récapitule les résultats des essais monotones et de la thèse [Duval, 2013].

Dans le domaine plastique, il apparait des phénomènes d'activation locale de la

Résultats	E[GPa]	$Re_{0,2\%}$[MPa]	Rm[MPa]	A%[-]
[Duval, 2013]	107,2	1197	1423	7,5
Eprouvette P10 Extensomètre 50 t	113	1140	1400	6
Eprouvette P10 CIN 50 t	117	1140	1400	-
Eprouvette P10 CIN 10 t	91	1180	1320	-
Eprouvette P3 CIN 50 t	113	1100	1490	7,5

TABLE 1.3 – Caractéristiques mécaniques de l'alliage de titane Ti5553

plasticité qui entrainent des rotules plastiques et de la flexion d'une partie de l'éprouvette. Grâce à la CIN il est cependant possible de déterminer l'amplitude de la flexion parasite. On obtient alors les caractéristiques mécaniques dans le domaine plastique proches des valeurs de la littérature. Dans la suite de ce travail, on se limitera aux données extensométriques lorsque celles-ci semblent suffire tout en connaissant les limites et erreurs potentielles de cette mesure observée ci-dessus.

3.6 Essai de traction de l'éprouvette P4

L'essai suivant est le premier essai avec un nombre de cycles plus important (blocs de cent cycles à différentes amplitudes de déformation). L'objectif de cet essai est la détermination du nombre de cycles et l'amplitude des cycles stabilisés pour un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$. La figure 1.46 illustre cet essai. On remarque un léger décentrage des cycles en contrainte qui traduit un écrouissage cinématique dès les premiers cycles et jusqu'aux cycles finaux. Un léger écrouissage isotrope est présent lors des premiers cycles. Il se stabilise rapidement. L'alliage de titane Ti5553 présente donc les deux types d'écrouissage [Lemaitre et Chaboche, 1985] dans la figure 1.47. La CIN n'apportant pas plus d'information que l'extensomètre, on ne l'utilisera pas dans cet essai.

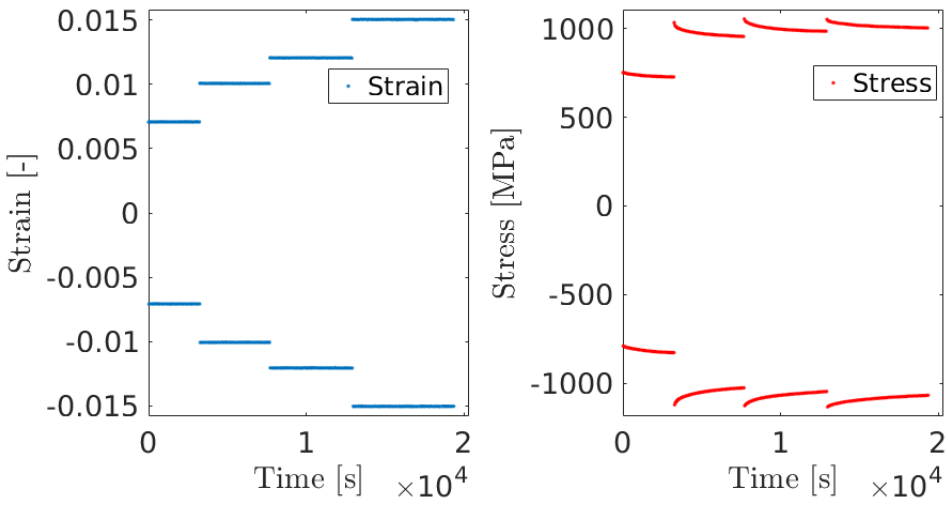


FIGURE 1.46 – Essai cyclique. (a) Pilotage de l'essai en déformation. (b) Contrainte ingénieur calculée

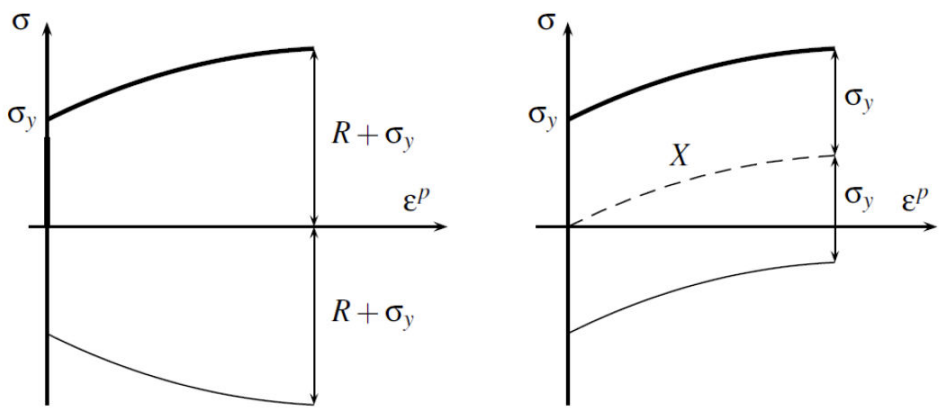


FIGURE 1.47 – Illustration des différents types d'écrouissage présents lors des essais [Besson *et al.*, 2009]

On trace la courbe contrainte/déformation sur la figure 1.48. Il semble que le cycle stabilisé en termes d'écrouissage isotrope soit atteint assez rapidement, l'écrouissage cinématique dépend lui de la symétrie des chargements de l'essai et évolue plus lentement. Un faible écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique lent et faible correspondent aux conclusions de la thèse de [Duval, 2013].

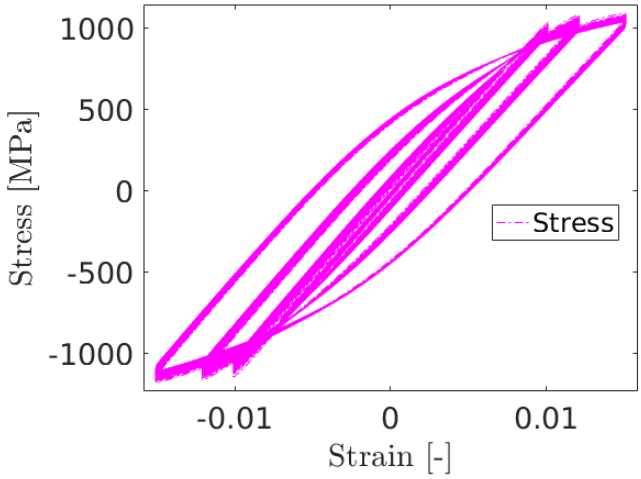


FIGURE 1.48 – Courbe contrainte/déformation de l'essai cyclique

3.7 Essai de traction de l'éprouvette D2

Pour avoir plus d'information sur le comportement cyclique et les écrouissages on réalise un nouvel essai (figure 1.49) où on multiplie le nombre de cycles pour un même chargement (1150 cycles). On étudie la stabilisation du cycle et le nombre de cycles avant stabilisation. Après un léger glissement de l'extensomètre au début de l'essai, les déformations se stabilisent. Cet essai présente des cycles à un rapport $R_\varepsilon = -1$ pour une demi amplitude de $\varepsilon = 1,2\%$. Suite à un problème d'enregistrement des images, le post-traitement par CIN n'est pas disponible pour cet essai.

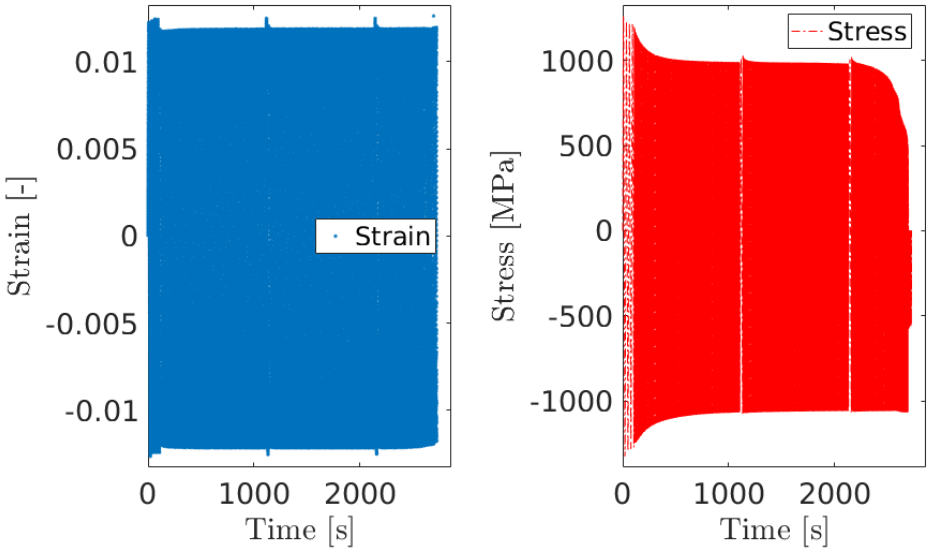


FIGURE 1.49 – Essai cyclique piloté en déformation par extensomètre (a) pour lequel on a calculé les contraintes ingénieur dans l'éprouvette (b)

On trace l'évolution des cycles de plasticité suivant le nombre de cycles. On obtient les résultats de la figure 1.50. Cette figure présente le premier cycle puis des blocs de 7 cycles consécutifs à différentes étapes de l'essai. Plus le nombre de cycles global augmente plus les cycles convergent vers une amplitude et une forme finales. Il y a en effet beaucoup plus de différence entre le premier cycles et le 110e cycle qu'entre celui-ci et le 1100e . Autour du 25e cycle, les cycles évoluent beaucoup. Une convergence vers un cycle stabilisé est obtenue après environ 200 cycles (en rouge sur la figure). Ce nombre de 200 cycles est faible par rapport à des essais de fatigue à moyen ou grand nombre de cycles comme ceux réalisés dans le chapitre 4.

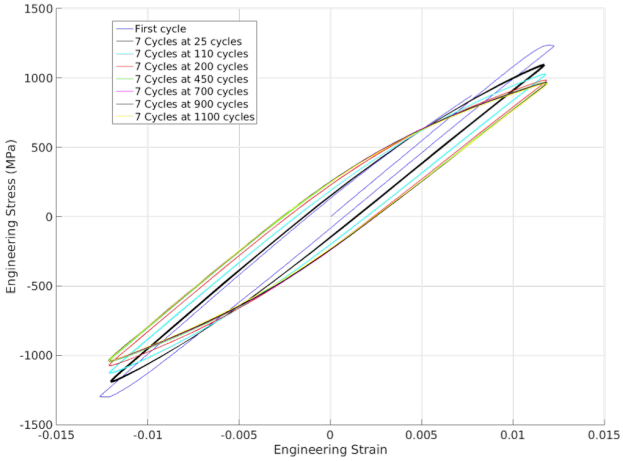


FIGURE 1.50 – Forme du cycle de plasticité suivant l'historique de chargement subi par l'éprouvette D2 1.49

3.8 Essai de traction de l'éprouvette P7

On teste ensuite un rapport de déformation différent et égal à $R_\varepsilon = 0,1$ pour se rapprocher des chargements mécaniques auxquels seront soumis les défauts en service que l'on cherche à étudier. L'essai de la figure 1.51 a été conçu dans cet objectif. Malgré un signal correct de l'extensomètre sur la figure 1.51(a), la réponse en contrainte de la figure 1.51(b) de l'éprouvette est étonnante. On explique cela par un glissement de l'extensomètre lors de l'essai. Ce glissement est ici particulièrement important suite à une erreur dans le choix des couteaux de l'extensomètre. Cette observation est confirmée par la CIN et la figure 1.52.

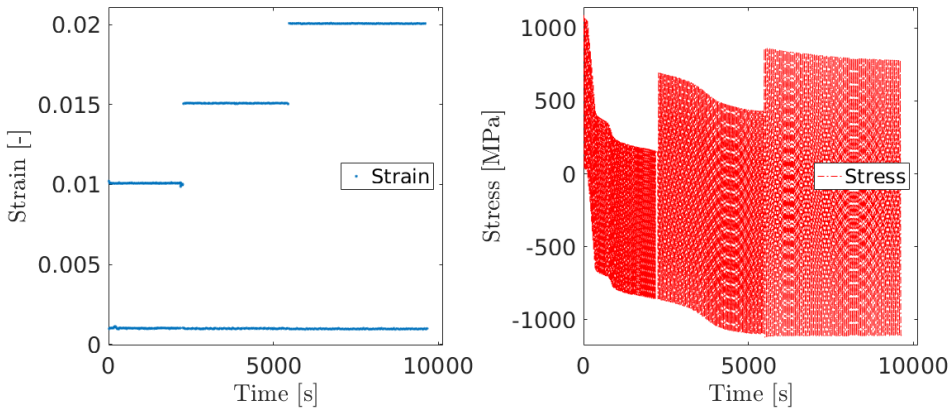


FIGURE 1.51 – Pilotage de l'essai en déformation par extensomètre (a) et réponse en contraintes de l'éprouvette (b)

En effet sur la figure 1.52, la CIN permet de démontrer le glissement de l'extensomètre sur l'éprouvette. Avec une cohérence entre les estimations de déformations longitudinales par CIN (en noir sur la figure 1.52) et les contraintes calculées (en rouge sur la figure 1.51(b)). Les déformations réelles subies par l'éprouvette ne sont pas celles imposées par l'extensomètre.

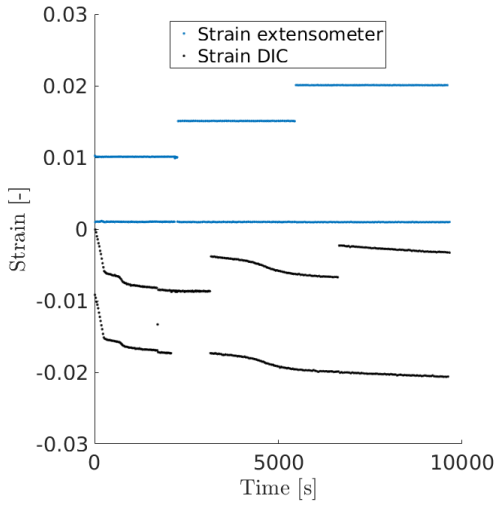


FIGURE 1.52 – Comparaison du signal extensométrique et CIN par la déformation longitudinale

Il s'agit donc être vigilant lors de l'interprétation des essais sur les données obtenues par l'extensomètre.

Cet essai présente une particularité par rapport aux précédents car il est équipé de thermocouples. Pour déterminer les limites d'endurance d'un matériau il est courant d'utiliser des essais faisant intervenir des chargements cycliques [Bathias *et al.*, 1980]. Cependant comme on le constate dans l'article de [Rabbe *et al.*, 2000] ou dans le chapitre 4, ces tests demandent de réaliser un grand nombre de cycles (10^5 cycles au moins). Pour réduire ces coûts et les durées d'essais il a été envisagé d'utiliser les méthodes d'auto-échauffement présentées dans la thèse de [Doudard, 2004] lors de nos essais. Cette méthode auxiliaire et moins onéreuse permet de déterminer les limites en fatigue d'un matériau ou d'une structure. Ces tests d'auto-échauffement se basent sur les couplages thermomécaniques pour prévoir et déterminer les limites en fatigue d'une éprouvette lors d'un essai. Lorsqu'un matériau atteint les efforts pour lequel il y aura rupture en fatigue (limite d'endurance), des micro-plastifications apparaissent dans l'éprouvette. Ces plastifications s'accompagnent d'une augmentation de la température moyenne de la pièce induite par la dissipation intrinsèque. En connaissant les relations de couplage entre les déformations plastiques et la température, on peut estimer la limite d'endurance en mesurant l'évolution de la température au cours de l'essai [Luong, 1992]. La relation entre l'estimation de l'amplitude de déformation à partir de laquelle il y a dissipation de chaleur ($\Delta\epsilon_\infty$) et la limite d'endurance du maté-

riau $\Delta\sigma_\infty$ est donnée par

$$\Delta\sigma_\infty = E \times \Delta\epsilon_\infty \tag{1.8}$$

où E est le module d'Young du matériau.

Cette méthode de prévision de durée de vie d'une éprouvette a été mise en oeuvre sur l'essai de l'éprouvette P7 (figure 1.51) et donne les résultats de température présentés dans la figure 1.53. Les thermocouples sont placés dans les têtes de l'éprouvette et constituent une référence pour l'analyse des résultats (courbes rouge et bleue). On observe une légère dérive de la température sur les têtes mais celle-ci reste faible $(0,2^o)$. Le thermocouple se situant sur la zone utile de l'éprouvette (courbe verte) enregistre lui un signal très différent de ce qui est observé au niveau des têtes de l'éprouvette. Lors des 100 premiers cycles avec un pilotage à 1% de déformation maximale, on observe une évolution inversée entre la déformation estimée par CIN (figure 1.52) et le signal en température sur la figure 1.53. Cela est cohérent avec un couplage thermoélastique classique [Doudard, 2004], plus les déformations plastiques augmentent, plus la chaleur dissipée est importante. A la fin du premier bloc de cycles, les cycles de déformation estimés par CIN se stabilisent. On remarque que les cycles thermiques se stabilisent eux aussi. Pour les deux blocs de cycles suivants, les cycles de déformations ont une amplitude plus importante. On retrouve comme précédemment une évolution inversée entre les mesures de température au niveau de la zone utile et les déformations estimées par CIN. Le dispositif de thermocouples sera installé sur les essais suivants pour obtenir des informations pour un pilotage en déformation maitrisé.

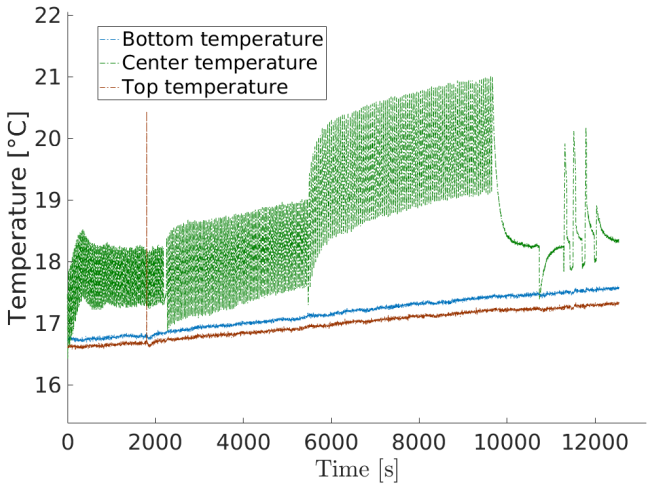


FIGURE 1.53 – Résultats d'analyse d'auto-échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai sur l'éprouvette P7

3.9 Essai de traction de l'éprouvette P11

L'éprouvette suivante vise à réitérer l'essai sans glissement de l'extensomètre. Les résultats sont présentés dans la figure 1.54. Contrairement à l'essai précédent il n'y a

effectivement pas eu de glissement de l'extensomètre comme le prouve la cohérence entre la contrainte calculée et le signal en déformation de l'extensomètre. L'essai présente trois blocs de 100 cycles pilotés pour $R_\varepsilon = 0,1$ avec des déformations maximales de $\varepsilon_{max} = 1\%$, $\varepsilon_{max} = 1,5\%$ et $\varepsilon_{max} = 2\%$.

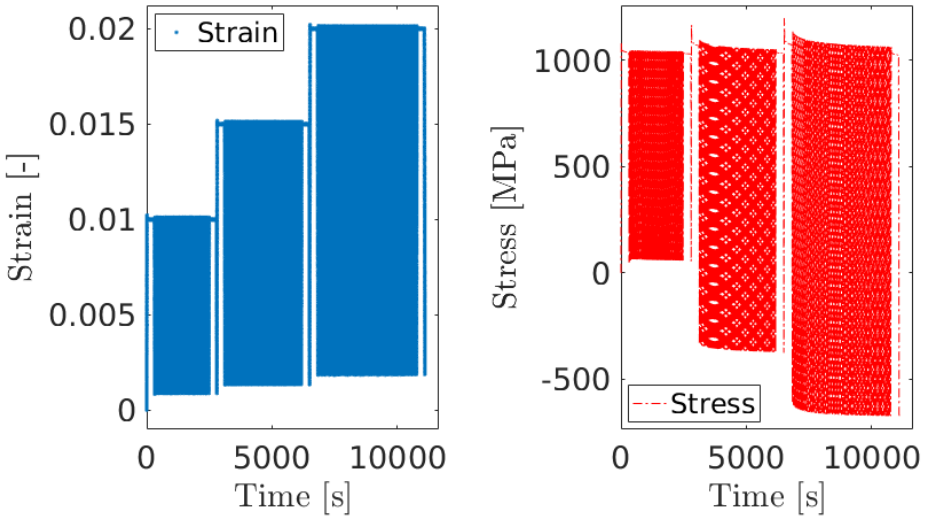


FIGURE 1.54 – Pilotage de l'essai en déformation par extensomètre (a) et réponse en contrainte ingénieur

On trace sur la figure 1.55 la courbe contrainte/déformation. Les 500 premiers cycles se situent dans le domaine élastique avec une déformation maximale $\varepsilon_{max} = 1\%$. Les deux blocs suivant sont effectués dans le domaine élastoplastique.

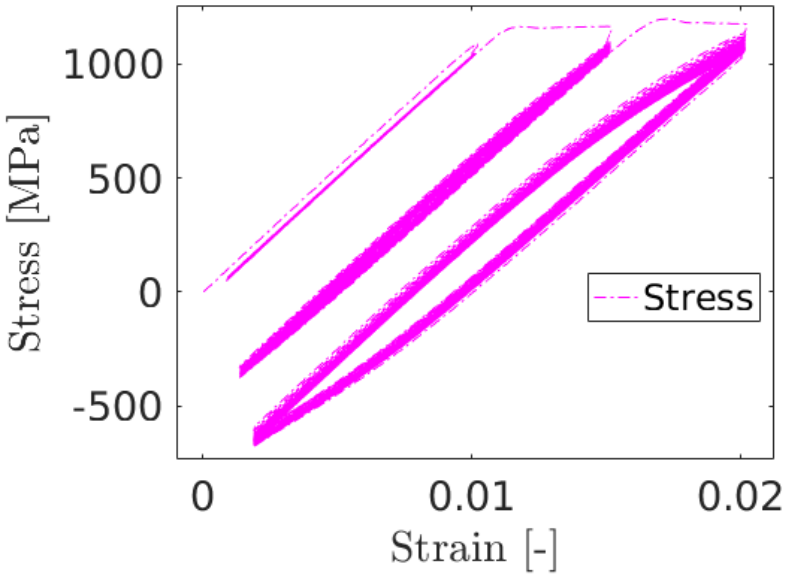


FIGURE 1.55 – Courbe contrainte/déformation de l'essai cyclique

Lors des 100 premiers cycles avec 1% de déformation maximale, la limite élastique macroscopique du matériau n'est pas atteinte. On observe sur la figure 1.56 plusieurs phénomènes caractéristiques des mesures d'auto-échauffement. On remarque tout d'abord l'évolution de la température lors de l'essai pour chaque cycle avec un refroidissement lors de la traction et un échauffement lors de la compression (couplage thermoélastique classique [Doudard, 2004], cf.figure 1.61). Sur la figure 1.55 on observe les caractéristiques d'un comportement élastique réversible, avec une superposition des cycles lors des charges et décharges. On observe une légère augmentation de la température au niveau de la zone utile lors des premiers cycles avec des pics à plus de 1° de la température initiale. Au cours des cycles suivants la température s'abaisse doucement pour revenir à la température initiale. Cela indique une légère mise en action des zones de micro-plasticité, lors des premiers cycles qui se sont ensuite accommodées et désactivées. Lors des 100 cycles suivants, la déformation maximale imposée est de $1,5\%$ une valeur supérieure à la limite d'élasticité. On remarque sur la figure 1.55 de légers cycles d'hystérésis symptôme d'un comportement cyclique plastique. Pour la mesure de température cela se traduit par une élévation de la température moyenne lors des 100 cycles. Après un pic de chaleur et l'accommodation qui la suit, la température moyenne dans la zone utile de l'éprouvette a augmenté de $0,5^o$. Cela signifie une intensification des phénomènes de plasticité au sein de l'éprouvette. Si les cycles étaient multipliés, ces chargements conduiraient à la ruine de l'éprouvette. Il en est de même pour le dernier bloc de cycles pour lequel la déformation maximale est de 2%. L'élévation moyenne de température est ici de $1,5^o$ environ.

Il est envisageable de réaliser des analyses d'auto-échauffement sur l'alliage de titane Ti5553. Cependant, une élévation de température a été observée pour des dé-

formations créant une plastification macroscopique, les vitesses de chargement et la dissipation de la chaleur par l'éprouvette ne permettent pas de déterminer clairement des micro-plasticités dans un régime macroscopiquement élastique.

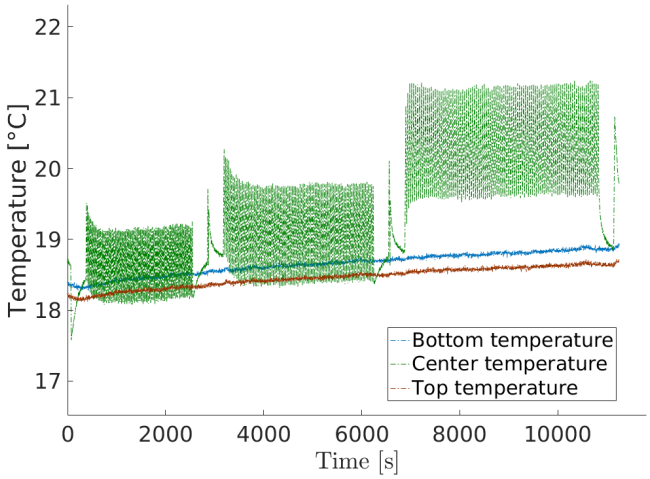


FIGURE 1.56 – Résultats d'analyse d'auto échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai sur l'éprouvette P11

La figure 1.57 présente l'écart de température observé en fonction de l'amplitude en déformation des cycles de chargement. Grâce à la régression linéaire effectuée, on obtient une amplitude de déformation à l'endurance $\Delta\epsilon_\infty$=0.5 u.a. et une amplitude de contraintes $\Delta\sigma_\infty$ =0.4 u.a. (cf. équation (1.8)).

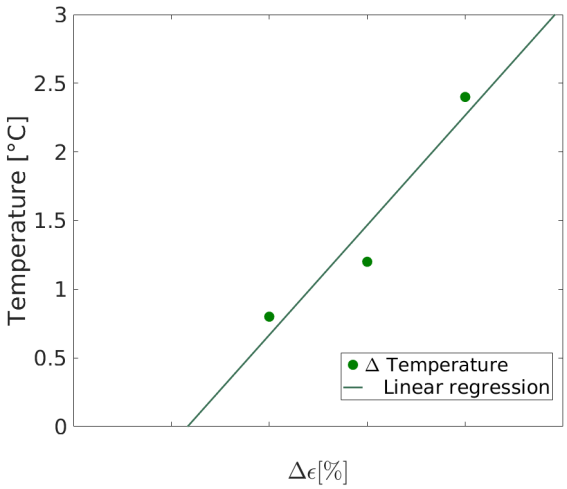


FIGURE 1.57 – Résultats d'analyse d'auto échauffement avec l'écart de température observé par thermocouples en fonction de l'amplitude des cycles de chargement

3.10 Essai de traction de l'éprouvette P10

Les analyses précédentes, en terme de comportement cycliques et d'auto-échauffement sont confirmées par l'essai de la figure 1.58. L'objectif de cet essai était d'étudier l'influence d'un pré-écrouissage sur le comportement cyclique. Pour cela un pilotage en déformation avec un rapport $R_\varepsilon = 0,5$ et une déformation maximale de 1,5% est effectué.

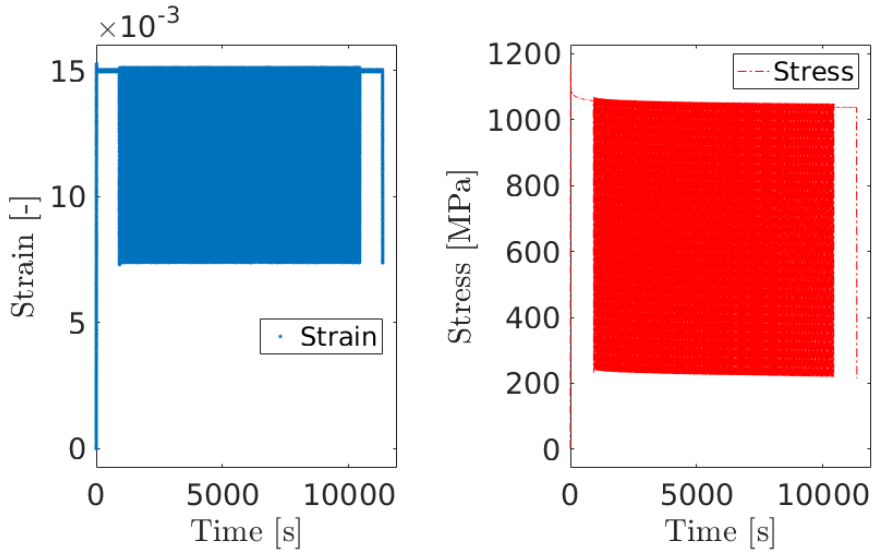


FIGURE 1.58 – Pilotage de l'essai par extensomètre à froid et calcul de la contrainte ingénieur au cours de l'essai

On remarque sur la figure 1.59 un écrouissage lors du premier chargement dans le domaine plastique puis un comportement élastique lors des cycles suivants. Il y a adaptation dès le premier cycle. On remarque également un léger écrouissage cinématique qui vise à recentrer les cycles élastiques de manière lente et continue.

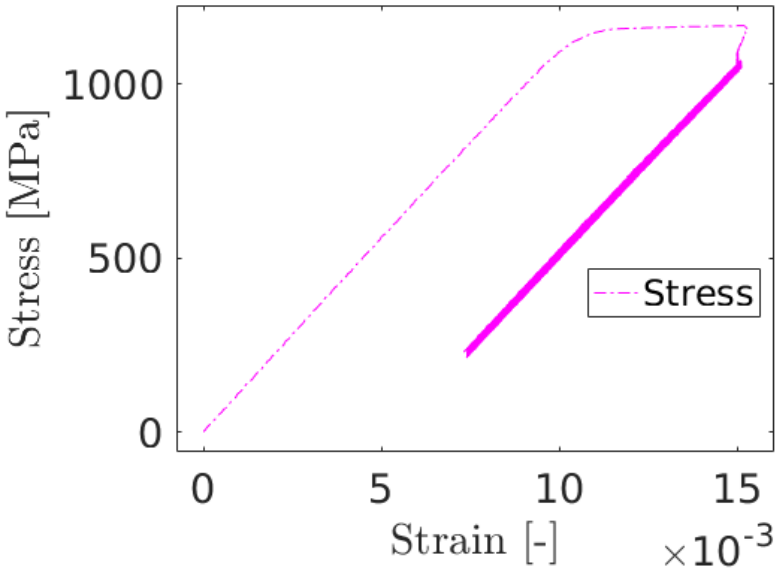


FIGURE 1.59 – Courbe contrainte/déformation

L'absence de plasticité lors des cycles est confirmée par l'absence d'activation de zone de micro-plasticité et donc d'augmentation de la température sur la figure 1.60, après une période de dégagement de chaleur lors du premiers chargement plastique, la température de la zone utile redescend et présente la même évolution que la température de référence mesurée dans les têtes de l'éprouvette. Il n'y a pas d'auto-échauffement et le régime est élastique. Ceci est conforme avec un couplage thermoélastique classique.

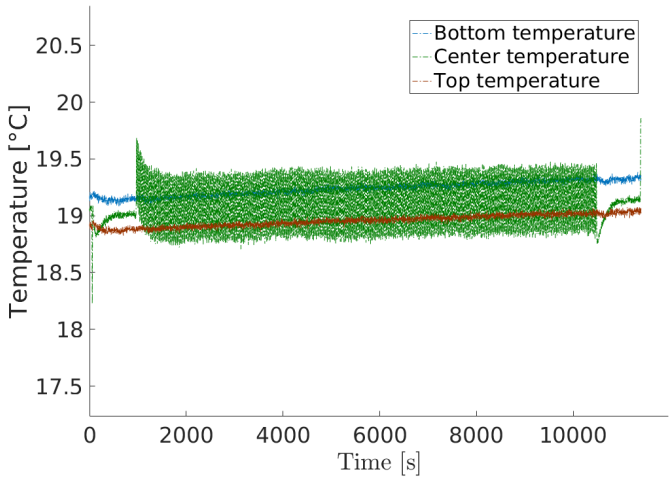


FIGURE 1.60 – Résultats d'analyse d'auto échauffement avec la température mesurée par thermocouples lors de l'essai

On observe sur la figure 1.61 une diminution de la température lors d'une traction élastique et une hausse de la température pour de la compression élastique.

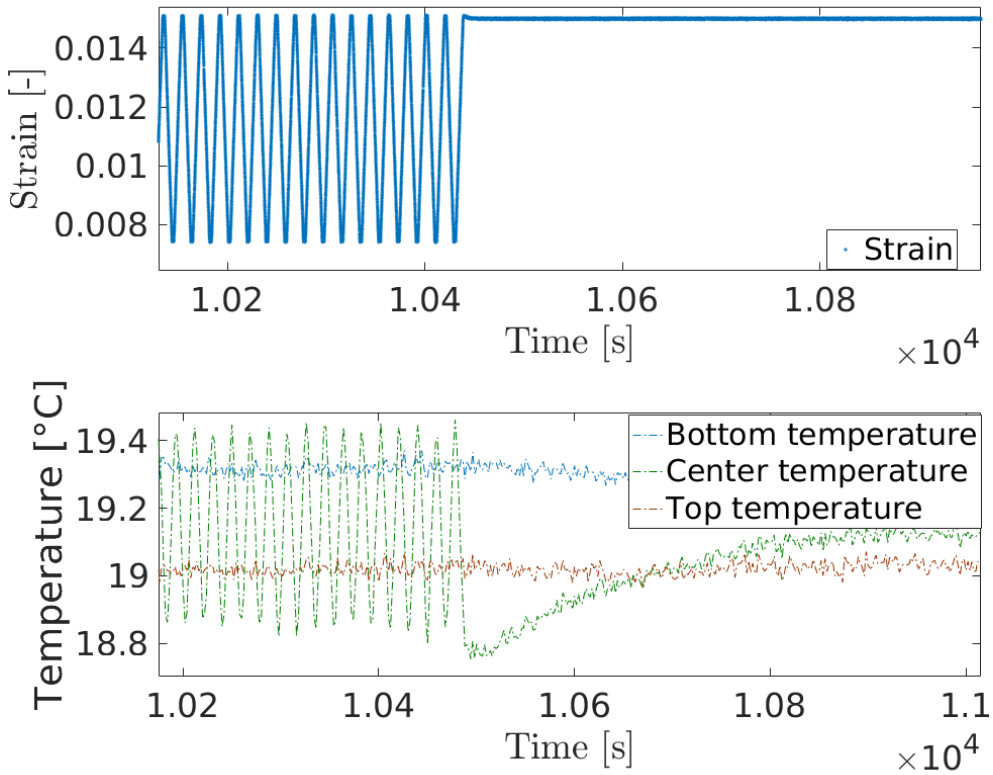


FIGURE 1.61 – Comportement thermoélastique classique de l'alliage Ti5553 (zoom des figures 1.58 et 1.60)

3.11 Essai de traction de l'éprouvette D4

Le dernier essai est sans écrouissage préalable dans le domaine élastique avec une déformation maximale $\varepsilon_{max} = 0,9\%$. 11000 cycles ont été réalisés. L'objectif est d'étudier l'évolution du comportement du matériau au cours des nombreux chargements successifs dans le domaine élastique mais proche de la limite élastique. Ces conditions sont proches de celles que peuvent subir localement une structure lorsqu'elle présente un défaut en service. On remarque la linéarité du comportement élastique et l'absence d'évolution notable au cours des 11000 cycles effectués (voir figures 1.62 et 1.63). On en conclut quant à la stabilité de la réponse élastique du matériau en l'absence de défaut au cours de nombreux cycles. Les images prises au cours de cet essai confirment les mesures de l'extensomètre sans apporter d'information nouvelle.

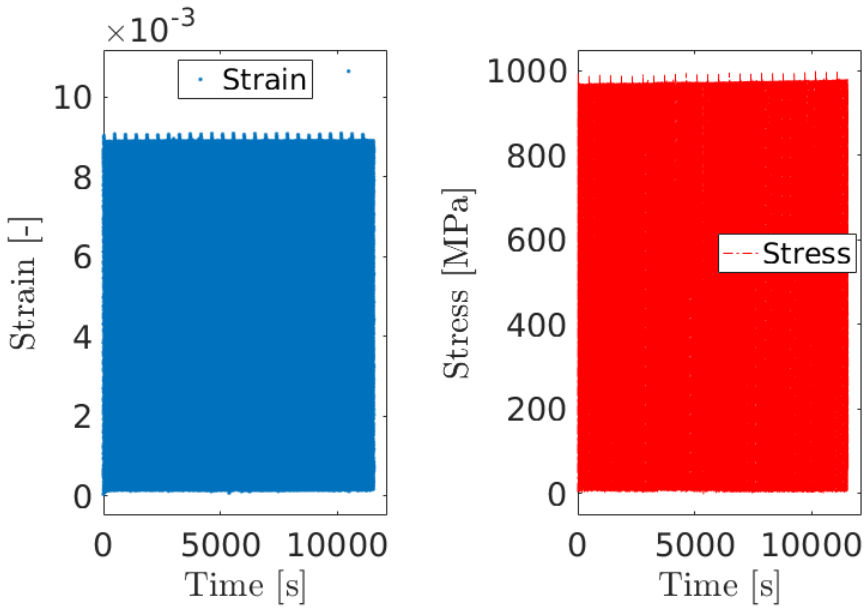


FIGURE 1.62 – Essai dans le domaine élastique durant 11000 cycles. (a) Pilotage en déformation par extensomètre à froid, (b) contrainte ingénieur calculée

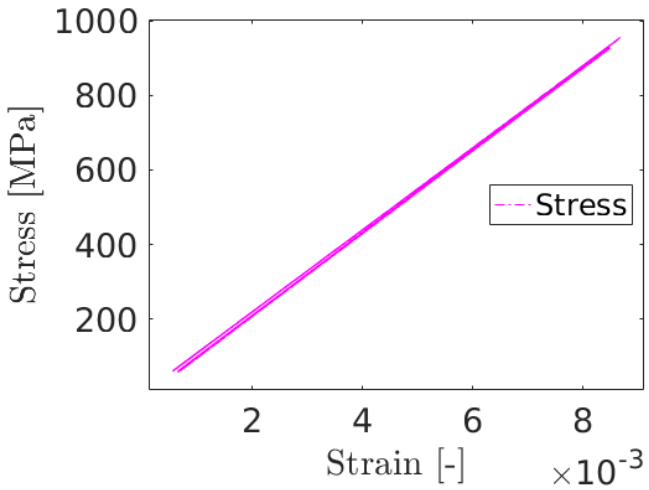


FIGURE 1.63 – Courbe contrainte déformation de l'essai de l'éprouvette D4

4 Conclusion

En conclusion, l'alliage de titane Ti5553 est un alliage haute performance, présentant une microstructure complexe qui donnent aux matériaux les caractéristiques attendues en service. Le comportement du lot de matière exploité au cours de cette thèse présente des caractéristiques semblables à celles de la littérature. La plastifica-

tion semble se concentrer dans des zones données des échantillons. Plusieurs facteurs peuvent expliquer ce phénomène, une flexion parasite due à l'alignement de la machine de traction ou la microstructure particulière et multiéchelle de l'alliage Ti5553 qui présente des zones plus propices que d'autres à la plasticité. La présence simultanée de ces deux phénomènes est probable. Pour les essais présentés par la suite, ces phénomènes aléatoires provoqueront de la dispersion dans les résultats et conduiront à une analyse statistique dans le chapitre 4. Ces résultats macroscopiques nous permettront également d'alimenter les simulations qui seront effectuées (Nasgro et Abaqus) ou encore de connaître les caractéristiques matériaux lors des analyses de contraintes du chapitre 2.

Chapitre 2

Analyse de contraintes in-situ et résiduelles par Diffraction des rayons X

Pour fabriquer la tige coulissante, SAFRAN Landing Systems fait d'abord un forgeage d'un lopin d'alliage Ti5553. La pièce subit après diverses étapes de déformation à chaud et à froid des usinages et un grenaillage. Ces opérations assurent les caractéristiques mécaniques de la pièce. Le grenaillage est la phase finale de la fabrication, et il confère à la structure en service son état de surface et subsurface final. La maitrise de cette dernière étape est importante car le grenaillage influence fortement les caractéristiques en surface et donc l'amorçage de fissure à partir de défaut de surface lors de chargements de fatigue du matériau [Wagner et Luetjering, 1996, Lütjering et Williams, 2007, Takahashi et Sato, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011]. L'une des caractéristiques des traitements de grenaillage est la création de contraintes résiduelles de compression en subsurface des pièces. La compression prévient et ralentit l'amorçage de fissure en surface des structures [Halford, 2006]. Une des questions abordées dans cette thèse est l'étude de l'évolution de l'effet du traitement du grenaillage tout au long de la vie de la tige coulissante. En effet, lors des phases où la structure est soumise à des chargements de fatigue, une relaxation des contraintes résiduelles de surface obtenues par grenaillage est possible [Guillemot, 2010]. Cela facilite les amorçages de fissures sur les défauts et hétérogénéités de surface. Pour qualifier et quantifier l'effet du grenaillage sur les pièces en service, on se propose d'analyser les contraintes résiduelles sur la jambe de train d'atterrissage du Boeing 787 Dreamliner.

Ce chapitre s'appuie sur un article 1 soumis à la revue Experimental Mechanics détaillant la méthodologie mise en place pour réaliser des analyses de contraintes fiables sur l'alliage de titane Ti5553. Dans la deuxième partie du chapitre on appliquera les méthodes de mesure et d'analyse développées pour déterminer des contraintes résiduelles :

— sur des parties usinées de la structure de la jambe de train ;
— en surface et dans les coins des éprouvettes KBR à base carrée de l'étude testée dans le chapitre 4.

1 Validation of registration techniques applied to XRD signals for stress evaluations in titanium alloys

1.1 Résumé de l'article

Pour estimer les contraintes résiduelles en proche surface, une mesure par diffraction des rayons X (DRX) est réalisée sur deux alliages de titane. Certains alliages de titane sont difficiles à étudier par DRX car ils sont composés de phases présentant différentes proportions, formes, et échelles. Pour un volume millimétrique analysé par rayons X, les microstructures multiphasées dégradent la qualité du pic de diffraction avec un bruit élevé. Deux procédures de traitement de pics sont présentées et validées grâce à un test de traction réalisé sur les deux alliages de titane.

1.2 Introduction

High performance titanium alloys are used in aeronautical industries and especially large forgings (*e.g.,* landing gears). These critical parts of an aircraft are submitted to various heat and mechanical treatments [Hill, 2016]. One of the consequences are changes in microstructure, roughness and residual stresses [Cox *et al.*, 2015, Aeby-Gautier *et al.*, 2013]. Each of these parameters has an impact on the global in-service mechanical behavior of the whole structure and in particular in fatigue [Lütjering et Williams, 2007, Guillemot *et al.*, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011]. It is of high interest to be able to describe the effect of these treatments by several ways (*e.g.,* microstructure studies, roughness measurements). Another way to quantify these treatments is *via* residual stress analyses. Various methods exist to estimate residual stresses. Most of them are destructive (*e.g.,* incremental hole [E83, 2015], contour methods [Prime, 2001]). To carry out analyses on in-service structures, nondestructive methods need to be performed.

One of the most popular nondestructive stress analysis techniques is X-ray diffraction (XRD) [Reed et Viens, 1960, Fitzpatrick *et al.*, 2005, Fréour *et al.*, 2002, EN15305, 2009, Cullity, 1957, Hauk, 1997]. Various post-processing algorithms are used to evaluate stresses from XRD measurements [Pfeiffer et Reisacher, 2016, EN15305, 2009]. Among them the centered barycenter is common [EN15305, 2009, Cullity, 1957, Hauk, 1997]. It consists in determining positions of the diffraction peak by the sliding center of gravity of all the points in its neighborhood. This method is very powerful for well-defined peaks. However it is known that stress analyses are challenging for titanium alloys, especially multi-phase grades [Lefebvre *et al.*, 2011, Suominen *et al.*, 2016]. This difficulty comes from high levels of fluorescence and high noise to signal ratios. As a result, it is difficult to accurately locate diffraction peaks [Withers *et al.*, 2001]. Other post-processing methods are currently used to register diffraction peaks. Peak to peak registrations are also utilized in some cases [EN15305, 2009]. A prerequisite is good similarity between peaks, which is not necessarily very suitable for two-phase materials or materials whose fluorescence varies with the angle of measurement. The lat-

ter phenomenon is observed in two-phase titanium alloys [Cullity, 1957, Lütjering et Williams, 2007]. All these methods are implemented in most of commercial codes (*e.g.,* Stressdiff [Stressdiff, 2017] or Leptos by Bruker [Leptos, 2017]). The last method used in existing commercial codes consists in modelling peaks with a mathematical function (*e.g.,* Lorentz, Pearson VII, pseudo-Voigt or Gauss distributions [EN15305, 2009]). This post-processing method (*i.e.,* model with a known function) will be used to benchmark the integrated approach proposed herein.

Stress analyses are most of the time benchmarked with stress-free configurations (*i.e.,* powder of the material [EN15305, 2009, Noyan et Cohen, 1987]) or standard coupon [Lefebvre *et al.*, 2011]. One of the issues with the former is finding a powder whose lattice structure is close to those of the material of interest. In some cases such as multiphase materials, it is hard or impossible to get powder of the real material. An alternative route is to monitor a mechanical test with XRD means. Tools used for evaluating residual (*i.e., ex-situ*) stresses can also determine applied (*i.e., in-situ*) stresses [Geandier *et al.*, 2010a] during mechanical tests. Either the testing machine is put within the goniometer [Geandier *et al.*, 2010b] or the goniometer is mounted inside the testing machine [Rekik *et al.*, 2013]. This methodology will be used to validate the stress estimates reported herein. Further, it will also be combined with 2D digital image correlation [Sutton *et al.*, 2009] to monitor surface displacements. Such combination has been used to validate XRD measurements and determine stress/strain curves in biaxial experiments on thin films [Djaziri *et al.*, 2011, Djaziri *et al.*, 2013].

To address the issue of high noise to signal ratio associated with titanium alloys, it is proposed to require the peak shifts to be expressed in terms of the quantities of interest, namely, the sought elastic strains (or stresses). When a peak registration procedure is used it corresponds to an integrated approach as used in digital image correlation [Hild et Roux, 2006a, Roux et Hild, 2006, Leclerc *et al.*, 2009, Réthoré, 2010], stereocorrelation [Réthoré *et al.*, 2013, Beaubier *et al.*, 2014, Dufour *et al.*, 2015a, Dufour *et al.*, 2015b] and digital volume correlation [Hild *et al.*, 2016]. The outline of the paper is as follows. First, the studied alloys and the experimental setup are presented. Then the two registration techniques used herein are introduced. Last, the results obtained on the two titanium alloys are analyzed and validated.

1.3 Studied alloys

Two two-phase titanium alloys are studied herein. First, Ti64 alloy is selected for benchmark purposes because it is well-known and its microstructure is favorable for XRD measurements [Lefebvre *et al.*, 2011, Suominen *et al.*, 2016]. Second, Ti5553 is a two-phase material used by Safran Landing Systems for landing gears [Boyer et Briggs, 2005]. The composition of Ti64 is given in Table 2.1. It is composed of 6 wt% of Aluminum and 4 wt% of Vanadium. It is a quasi pure α-phase (*i.e.,* 95 wt% of α-phase and only 5 wt% of β-phase). The α-phase is hexagonal close packed (HCP) and the β-phase is body centered cubic (BCC).

Element	Al	V	Ti
$wt\%$	6	4	Bal.

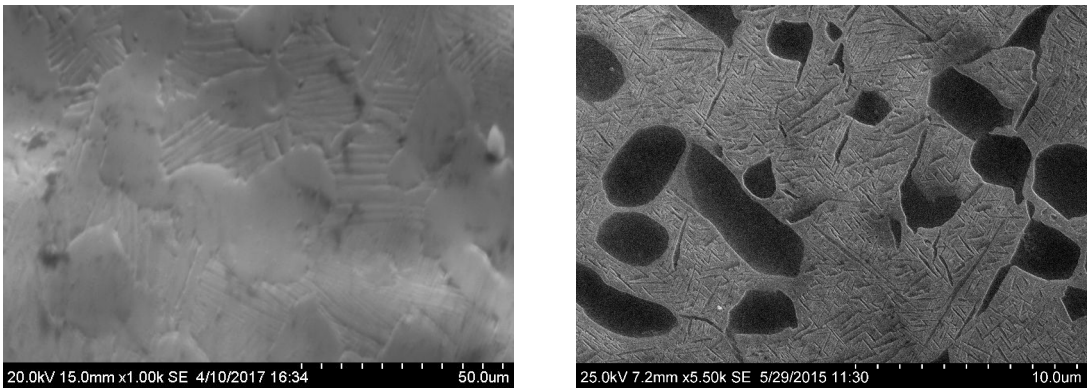
TABLE 2.1 – Chemical composition of Ti64

Alloying elements of Ti5553 are mostly composed of 5 $wt\%$ of Aluminum, 5 $wt\%$ of Vanadium, 5 $wt\%$ of Molybdenum, and 3 $wt\%$ of Chromium (Table 2.2). It is a quasi β-metastable material. It contains 60 $wt\%$ of α-phase and 40 $wt\%$ of β-phase. Such metastable alloys are of interest for aeronautical applications thanks to their high specific strength. Only the α-phase will be considered in XRD measurements. The same lattice family (*i.e.,* {213}-planes) will be studied. The proportion of β-phase in Ti64 can be neglected. This is not the case for Ti5553 alloys for which the stress evaluation will be incomplete.

Element	Al	V	Mo	Cr	Fe	C	O	Ti
$\%wt$	5	5.2	5.2	2.7	0.4	0.009	0.154	Bal.

TABLE 2.2 – Chemical composition of Ti5553

Figure 2.1 shows micrographs of both alloys. For Ti64 the α-grains are observed as well as the former β-grains. For Ti5553 the matrix of the primary β-phase appears in gray and contains primary and secondary α-nodules (a few μm in diameter) and lamellae (at sub-μm scale) in black [E11, 1997]. The coexistence of these two phases is an issue for XRD analyses [Lu, 1996, Voillot *et al.*,].



(a) (b)

FIGURE 2.1 – Micrographs of Ti64 (a) and Ti5553 (b) alloys

Figure 2.2 is the result of an EBSD analysis of Ti64. The area observed in Figure 2.2(b) is the same as the micrography of Figure 2.1(a). Most of the alloy is made of α-grains at micrometer scale and there is no clear orientation of grains. It results that the α-phase lattices of the probed volume is always in Bragg's conditions for Ti64 alloy.

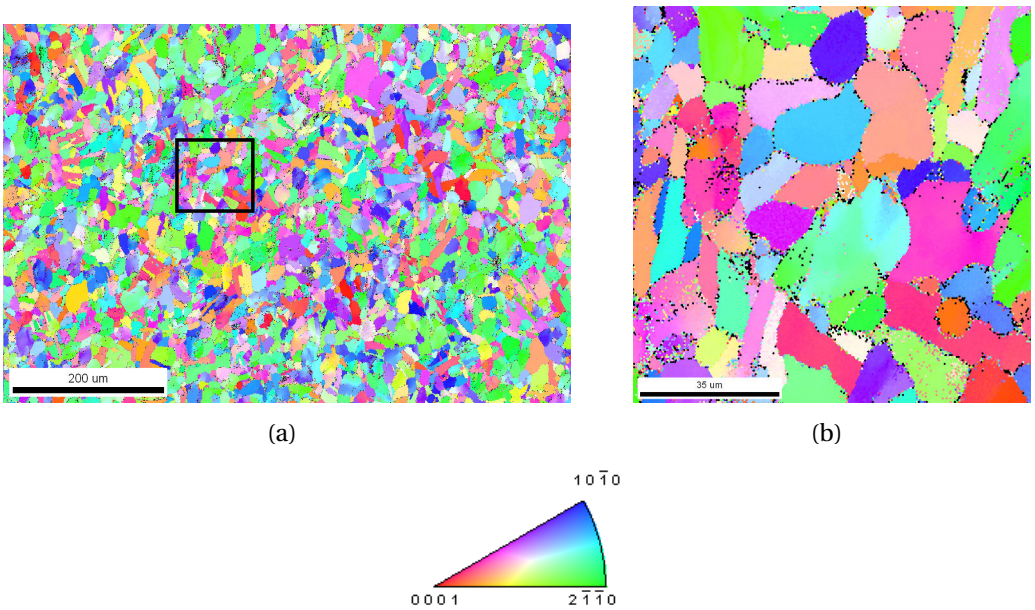


FIGURE 2.2 – (a) EBSD orientation map of Ti64 sample (α-indexation). The black box is enlarged in sub-figure (b)

Figure 2.3 shows that the size of β-grains is millimetric. This dimension is comparable to the extent of the volume probed by the X-ray beam (*i.e.*, 1 mm in diameter for a depth of 5 μm, see section 1.4). For one XRD analysis, only few grains of the β-phase are analyzed. It results that the β-phase lattices of the probed volume are not always in Bragg's conditions. Consequently, the β-phase is not adequate for stress analyses. This EBSD picture also reveals that there is no significant texture.

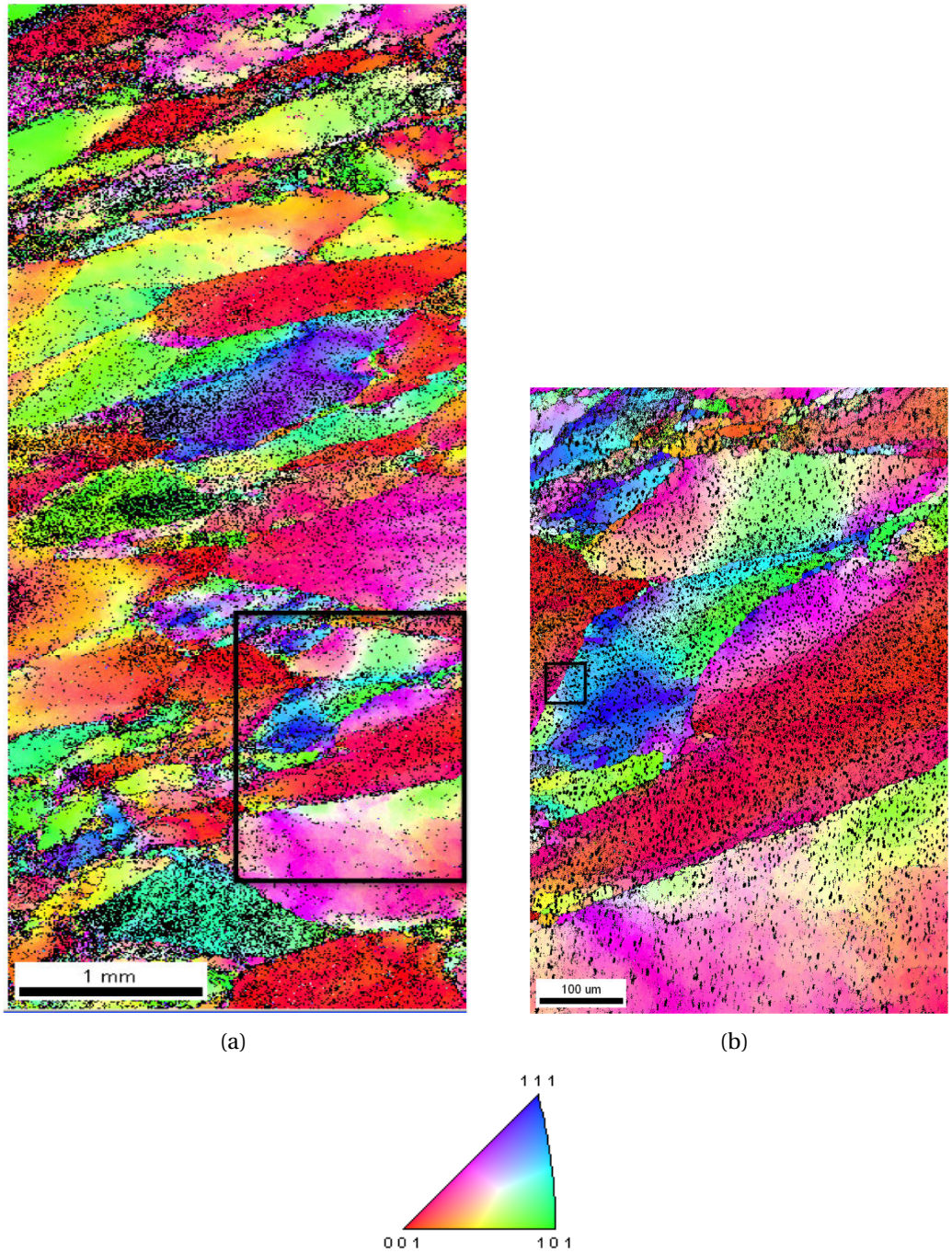
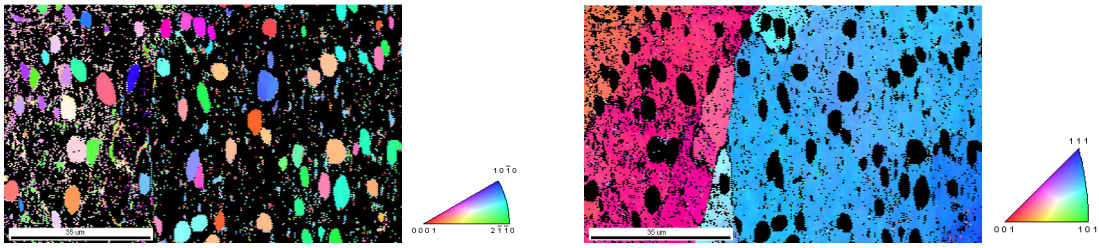


FIGURE 2.3 – (a) EBSD orientation map of Ti5553 sample (β-indexation). The black rectangle is enlarged in (b). The boxed detail is shown in Figure 2.4

In Figure 2.4, a zoom of Figure 2.3(b) is shown. The α- and β-phases are now distinguished. The orientations of β-grains are not linked to one another. The α-phase made of nodules and lamellae do not show any preferential orientation with the β-grain in which they are nested [Duval *et al.*, 2011]. This is of prime importance for XRD measu-

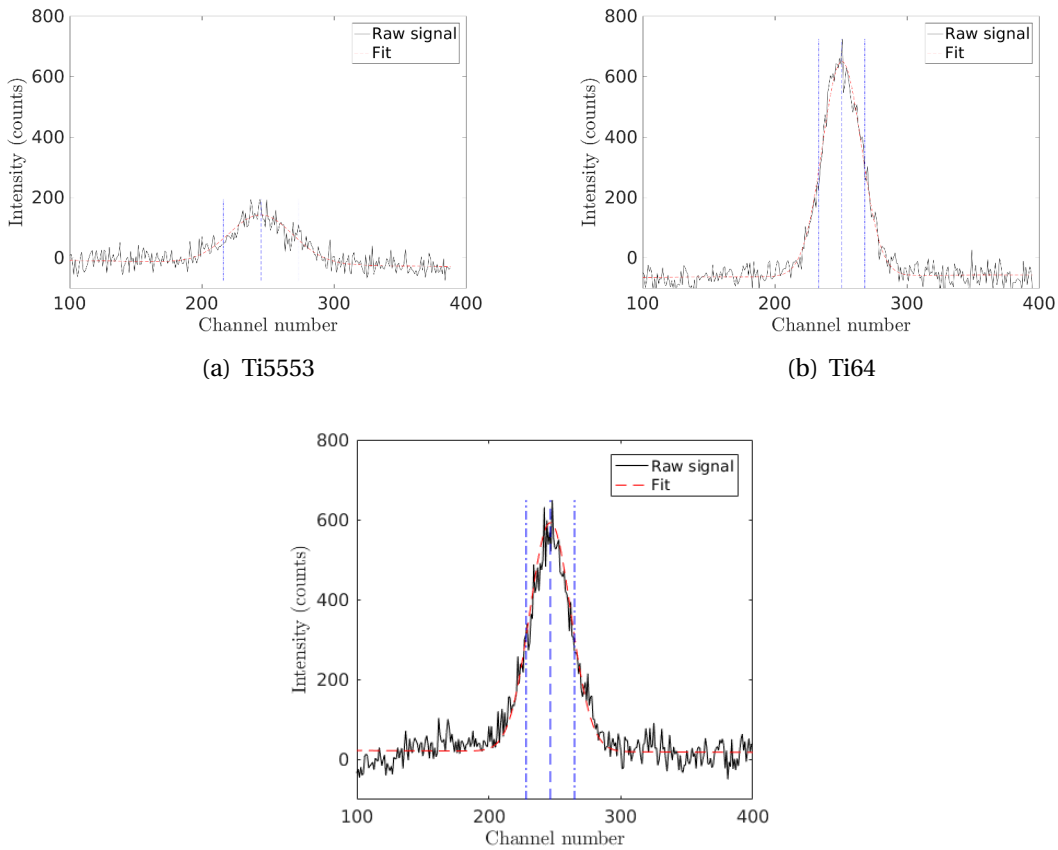
rements since a random orientation of α-grains in the interaction volume ensures that Bragg's condition will be satisfied for the α-phase in any probed direction. A complete stress estimation is possible with a lab goniometer [EN15305, 2009, Hauk, 1997] for this phase.



(a) α-phase (b) β-phase

FIGURE 2.4 – EBSD orientation map of Ti5553 sample (zoom of Figure 2.3(b)). (a) α-indexation, and (b) β-indexation

Figure 2.5 compares the signal to noise ratio for both alloys with the {213} family of planes of the α-phase. For the same diffraction conditions the diffraction peak is better defined in Ti64 in comparison with Ti5553. This is a direct consequence of two different microstructures (Figures 2.2, 2.3 and 2.4). Consequently, it is expected that the peak positions are more difficult to determine with Ti5553 than Ti64 alloys, which will presumably have an impact on stress evaluations [Withers *et al.*, 2001, Voillot *et al.*, 2015]. The aim of the following analyses is to assess the feasibility of XRD analyses under such challenging conditions.



(a) Ti5553

(b) Ti64

(c) Pure titanium powder

FIGURE 2.5 – Diffractograms of the two studied alloys and of pure titanium powder (the same dynamic range is used for all plots)

1.4 Experimental setup

The experimental setup consists of a biaxial testing machine [Bertin *et al.*, 2016] mounted in the X-ray goniometer (Figure 2.6). The advantage of such testing machine, which can also be used in an SEM chamber, is that two actuators are used to load the sample. In the chosen control mode, the center of the sample is motionless. It was checked (a posteriori) with DIC analyses that the maximum motion was less than 10 μm, which is negligible with respect to the probed surface (*i.e.*, 1 mm^2). The testing machine is moved and relocated into the goniometer at each step of loading in order to acquire images for DIC purposes.

FIGURE 2.6 – *In-situ* tensile test enabling for XRD stress analyses

The goniometer used in the present work follows the χ-method [EN15305, 2009], see Figure 2.7. The radius of the goniometer is 150 mm. It is equipped with a mobile head composed of the X-Ray source (X) and a single linear position sensor (LPS) that turns about a motionless coupon to be analyzed. The LPS sensor gives a 1D measurement of diffraction intensity. S1, S2, S3 are the basis axes corresponding to the analyzed sample S. Here as the coupon is motionless during all the measurements, the basis corresponds to the goniometer reference axes. 2θ is the diffraction angle between the incident and diffracted beams. For diffraction in titanium alloys, a copper source was selected. The use of a collimator gives a probed volume of the order of 1 mm^2 × 5 μm. A Nickel (K_β) filter is added in front of the LPS sensor to only analyze the K_α rays of the copper source. The duration of X-Ray exposure (*i.e.,* 3 min per diffractogram), intensity and voltage (*i.e.,* 20 mA and 40 kV) are a compromise between duration of measurement and diffraction peak quality in the current conditions (Figure 2.5).

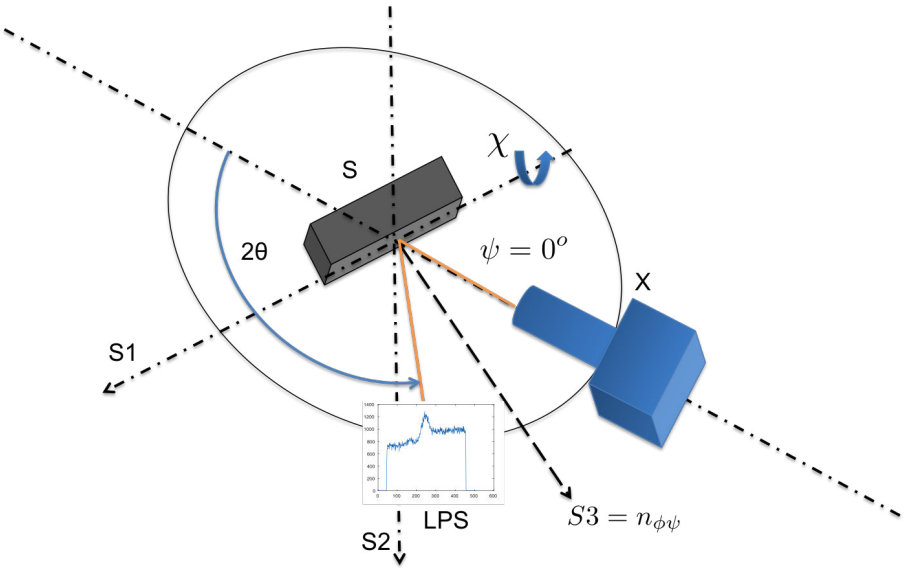


FIGURE 2.7 – Sketch of the linear position sensor (LPS), X-ray source (X), analyzed sample S in the goniometer (after Ref. [EN15305, 2009])

To have access to various zones on the diffraction sphere, rotations are made possible in the Eulerian cradle of the goniometer as illustrated in Figure 2.8. Along the S3 axis (*i.e.,* normal to the sample surface and the vertical axis of the goniometer) various angles ϕ are reached. They correspond to the main direction of measurement. The rotation along the S1 axis allows various angles χ or ψ to be probed. For one single stress analysis, thirteen diffractograms at various angular positions ψ ranging from $-50°$ and $50°$ are selected [EN15305, 2009]. It is worth noting that the goniometer does not allow for oscillations during measurements.

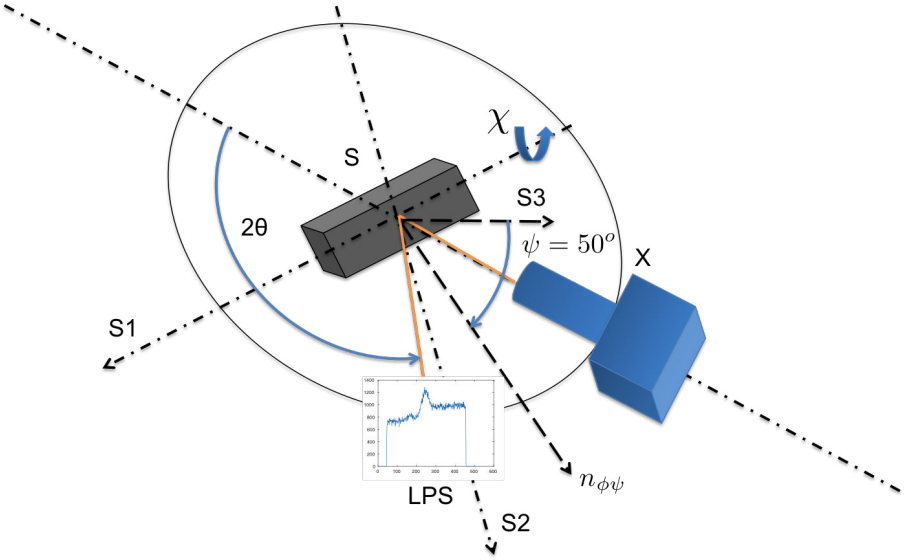
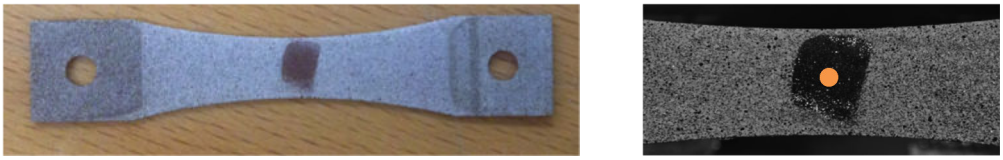


FIGURE 2.8 – Sketch of a rotation of $\psi = -50°$ around χ axis and locations reached thanks to the Eulerian cradle of χ-method goniometer (after Ref. [EN15305, 2009])

When the moving head is turning within the goniometer, the center of the surface area of the volume probed by the X-ray beam is moving by less than 0.1 mm. This observation ensures that the same volume of material is always impacted by X-rays at each angle of measurement. To check the errors due to the use of the goniometer, an analysis on a stress-free powder made of pure titanium was carried out before and after each measurement campaign. All evaluated stress components varied about 0 MPa with a standard deviation of 10 MPa. Further, a height change of 50 μm of the coupon led to an error in stress of about 4 MPa. This stability of the beam interaction with the probed surface and the verification of stress-free evaluations with a Ti powder are indications of good working conditions for stress analyses.

In order to validate the stress analyses performed on titanium alloys, in particular the new integrated method, dog-bone samples (Figure 2.9) were machined. The coupon has been designed to ensure a controllable and homogenous stress and strain area in the central area of the coupon where X-ray analyses are performed. The aim is to carry out *in-situ* tensile tests. It is an alternative way to benchmark stress analyses via XRD. Usual validations are carried out with standard coupons [Lefebvre *et al.*, 2011] or powders assumed to be stress-free. For pure titanium, powders exist and were proven to yield good results for the goniometer used herein [EN15305, 2009]. However, the lattice parameters of pure titanium are slightly different for Ti5553 or Ti64 alloys. The position and quality of peaks also vary (Figure 2.5). Consequently, having reliable results on titanium powders does not necessarily ensure trustworthy estimates for titanium alloys. The Ti64 grade will be the reference material since it is more suitable to XRD analyses. The Ti5553 alloy will be subsequently studied once the registration procedures have been validated.



(a) (b)

FIGURE 2.9 – Coupon for *in-situ* tests. (a) Dog-bone geometry (ligament width : 6 mm, thickness : 0.5 mm, radius of the hour-glass shape : 65 mm). (b) Speckle pattern used for DIC procedures with an unpainted area to allow for XRD measurements. The area probed by the X-ray beam is depicted in orange.

In-situ uniaxial tensile tests are carried out under a load control mode. The direction ϕ is chosen to coincide with the longitudinal direction S1 of the coupon (Figures 2.7 and 2.9). To measure the total strains on the sample surface, 2D DIC will be used. The sample surface is coated with black and white paints in order to create a speckle pattern (Figure 2.9(b)). To avoid any bias, the analyzed XRD zone is not covered. When the targeted load level is reached, the sample and testing machine are moved out of the goniometer to acquire pictures. A telecentric lens is mounted on the digital camera to minimize as much as possible the spurious effects associated with out of plane motions. The actuators of the testing machine induce stress variations less than 16 MPa (standard deviation) for the investigated stress range. An isostatic set-up ensures the testing machine to be positioned very precisely in the goniometer. The angular standard uncertainty in relocation is less than 2°, which corresponds to a small error in final stress estimations. The spatial repositioning error is less than 0.1 mm, a value ten times smaller than the probed surface diameter.

1.5 Stress extraction

When a material is loaded or has residual stresses, crystal lattices deform. XRD procedures measure the variations of inter-reticular distances by analyzing diffraction peaks in (poly)crystalline materials [Hauk, 1997, Noyan et Cohen, 1987, Cullity, 1957, Lu, 1996]. In the case of titanium alloys analyzed by a copper source, the peak commonly used to carry out stress analyses diffracts at an angle ≈ 140° [Fitzpatrick *et al.*, 2005] and corresponds to the {213} family of the α-phase, which can be found in both Ti64 and Ti5553 alloys [Lefebvre *et al.*, 2011, Boyer et Briggs, 2005, Aeby-Gautier *et al.*, 2013]. The inter-reticular distance for this angle is given by the dimension of the HCP crystal structure where the edges of the hexagon are $a = 0.295$ nm and the height of the lattice is $c = 0.468$ nm [Leyens et Peters, 2003]. The link between diffraction peak angle and inter-reticular distances is given by Bragg's law

$$2d^{\{213\}} \sin\theta = \lambda_{K\alpha Cu} \tag{2.1}$$

where $d^{\{213\}}$ is the inter-reticular distance for {213} planes of the α-phase, θ the diffraction angle, and $\lambda_{K\alpha Cu}$ the wavelength of the X-ray beam (*e.g.*, copper source with

$\lambda_{K\alpha Cu} = 0.154$ nm). Peak registrations presented in the following do not dissociate $K_{\alpha 1}$ and $K_{\alpha 2}$ rays. Elastic stresses near the sample surface in α-phases are evaluated via XRD by estimating peak shifts [EN15305, 2009, Hauk, 1997].

1.5.1 From channels to stresses

Figure 2.10 describes the whole procedure used from the acquisition of diffractograms by the goniometer equipped with a linear position sensor (LPS) that gives an information expressed in channels x to stress estimations.

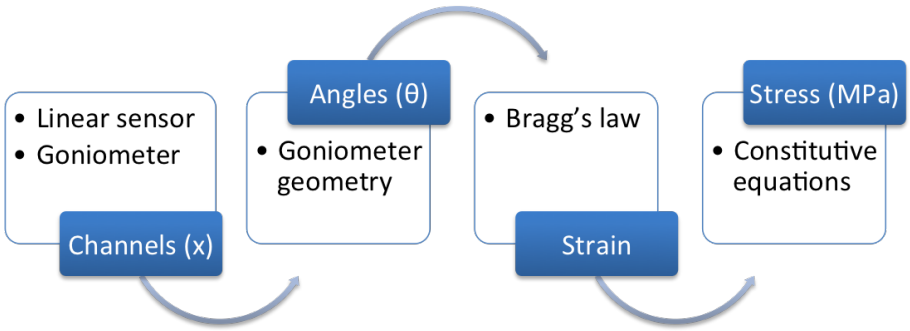


FIGURE 2.10 – General procedure used in stress analyses

The first step consists in transforming the information expressed in channels into angular positions 2θ. The sensor used herein is discretized into 512 channels. The raw signal is collected in terms of counts of X-Ray intensity received per channel. The relationship between channel x and angular position depends on the geometry of the goniometer (Figure 2.11)

$$2\theta(x) = 2\theta_{ref} + \tan^{-1}\left(\frac{\ell}{L}\frac{x - x_{ref}}{x_{max}}\right) \tag{2.2}$$

with

$$x_{ref} = \frac{x_{max} + 1}{2} \tag{2.3}$$

where $2\theta_{ref}$ is the angle corresponding to the central channel of the linear sensor (this angle is equal to 140° thanks to the use of Ti powder). The ratio ℓ/L is a geometric parameter of the goniometer (*i.e.*, it depends on the length of the LPS sensor, ℓ = 50 mm, and the distance between the analyzed surface and the sensor, L = 150 mm).

The angles ϕ and ψ determine the location of the goniometer during one single measurement with ϕ the main measurement direction and ψ the incidence angle of the X-ray source and sensor (see Figures 2.7 and 2.8).

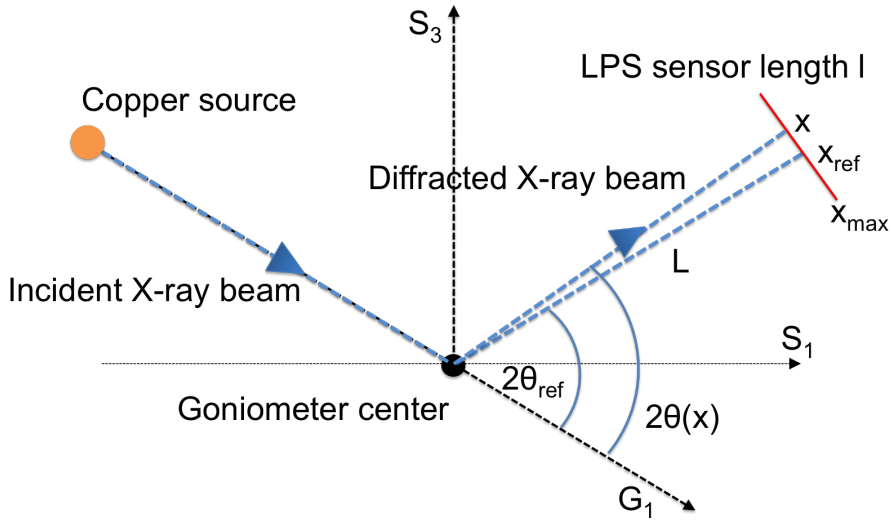


FIGURE 2.11 – Linear position sensor (LPS) and goniometer geometry

One key element of XRD analyses is the extraction of the angular position $\theta_{\phi\psi}$ of the diffraction peak. It will be discussed in the next section. Once this information is available, the next step consists in expressing the lattice strain $\epsilon_{\phi\psi}$ as a function of the angular position of the diffraction peak

$$\epsilon_{\phi\psi} = \ln\left(\frac{d_{\phi\psi}^{\{213\}}}{d_0^{\{213\}}}\right) = -\ln\left(\frac{\sin\theta_{\phi\psi}}{\sin\theta_0}\right) \tag{2.4}$$

where $d_{\phi\psi}^{\{213\}}$ denotes the inter-reticular distance for the deformed configuration, $d_0^{\{213\}}$ the inter-reticular distance for the undeformed configuration, and $2\theta_0$ the corresponding diffraction angle. To get an estimate of the stress tensor in one direction, several measurements (*i.e.*, angular positions ψ) are needed for each point of analysis [EN15305, 2009]. Inter-reticular distances $d_{\phi\psi}$ and corresponding angles $\theta_{\phi\psi}$ depend on the main measurement direction ϕ but also on the incidence angle of the X-ray source ψ. As measurements are carried out very close to the sample surface, the normal stress component perpendicular to the surface (along the axis S3, see Figure 2.7) will be assumed to vanish ($\sigma_{33} = 0$), in order to be consistent with a traction-free surface. The relationship between stress and elastic strain components is then given by

$$\tilde{\epsilon}_{\phi\psi} = -\frac{1}{2}S_2^{\{213\}}\sigma_\phi \sin^2\psi - \frac{1}{2}S_2^{\{213\}}\tau_\phi \sin 2\psi + \tilde{\epsilon}_{\psi=0} \tag{2.5}$$

where $\tilde{\epsilon}_{\phi\psi} = \ln(\sin\theta_{\phi\psi})$, $S_1^{\{213\}}$ and $S_2^{\{213\}}$ are the X-Ray elasticity constants depending on the diffracting planes, and $\tilde{\epsilon}_{\psi=0} = \ln(\sin\theta_0) - S_1^{\{213\}}\mathrm{tr}(\boldsymbol{\sigma})$ will be referred to as composite strain. The normal and shear stresses are denoted by $\sigma_\phi \equiv \sigma_{\phi\phi}$ and $\tau_\phi \equiv \sigma_{\phi 3}$, respectively. In the present case elastic isotropy and homogeneity are assumed since anisotropy in {213} planes of α lattice is relatively small, so that $S_1^{\{213\}}$ and $S_2^{\{213\}}$ are invariant for any probed angle for the α-phase. It is worth noting that with the present setting, the knowledge of θ_0 is not needed when using $\tilde{\epsilon}_{\phi\psi}$ instead of $\epsilon_{\phi\psi}$. However, to probe the consistency of the results, it will be checked *a posteriori* when analyzing tensile tests (in particular, the value of θ_0).

In the present case, the X-Ray elasticity parameters $S_1 = -\dfrac{\nu_\alpha}{E_\alpha}$ and $\dfrac{1}{2}S_2 = \dfrac{1+\nu_\alpha}{E_\alpha}$ depend on the Poisson's ratio ν_α and Young's modulus E_α of the α-phase (*i.e.*, $\dfrac{1}{2}S_2 = 11.9 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} and $S_1 = -2.64 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} [Fréour *et al.*, 2003, Bruno et Dunn, 2004]. These values correspond to $E_\alpha = 109$ GPa and $\nu_\alpha = 0.3$. The stress tensor components σ_ϕ and τ_ϕ are determined by least squares minimization

$$\min_{\sigma_\phi,\tau_\phi,\tilde{\epsilon}_{\psi=0}} \sum_\psi [\tilde{\epsilon}_{\phi\psi} + \frac{1}{2}S_2\sigma_\phi \sin^2\psi + \frac{1}{2}S_2\tau_\phi \sin 2\psi - \tilde{\epsilon}_{\psi=0}]^2 \tag{2.6}$$

in addition to the composite strain $\tilde{\epsilon}_{\psi=0}$.

1.5.2 Registration of diffraction peaks

The previous section has shown that the sought stresses can be related to the strains (Equation (2.5)) or equivalently to the channel position of the diffraction peak (Equations (2.2)-(2.4)). In both cases, the location of the peaks $\theta_{\phi\psi}$ has to be determined. One of the standard approaches consists in registering the measured diffractogram with an *a priori* chosen function $0 \le g(x) \le 1$ whose maximum location is known (*i.e.*, $g(x = x_0) = 1$). The registration procedure consists in finding the location x_0 of the peak in addition to other parameters needed to model the measured signal to minimize the sum of squared differences

$$\min_{x_0(\psi),\xi_0,\Delta I,I_b,D} \sum_x \eta^2(x; x_0(\psi), \xi_0, \Delta I, I_b, D) \tag{2.7}$$

with

$$\eta(x; x_0(\psi), \xi_0, \Delta I, I_b, D) = \frac{f(x;\psi) - I_b - Dx}{\Delta I} - g\left(\frac{x - x_0(\psi)}{\xi_0}\right) \tag{2.8}$$

where f is raw signal measured by XRD for the angular position ψ, x the channel position on the LPS sensor, ξ_0 the width of the function that is proportional to the full width at half maximum (FWHM), and $\Delta I = I_{\max} - \langle I_{bgl}\rangle$ the peak intensity above the background line (bgl). In the present case, the background intensity is modelled with a linear function $I_{bgl}(x) = I_b + Dx$. Consequently, there are five unknowns to be determined, namely, x_0, ξ_0 and $I_{\max}$ that characterize the diffraction peak, in addition to I_b and D that describe the background line (Figure 2.12).

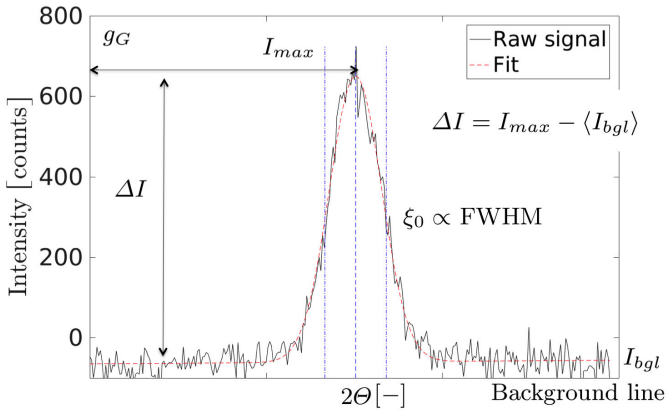


FIGURE 2.12 – Peak model and notations

Each diffractogram is analyzed independently (*i.e.,* for each considered angle ψ) with a registration technique that can be referred to as diffraction signal correlation or DSC (*i.e.,* it is the one dimensional version of (2D) digital image correlation or (3D) digital volume correlation [Sutton *et al.*, 2009, Hild et Roux, 2012]. A Gauss-Newton algorithm is implemented to minimize the sum of squared differences (2.7) for each considered angle ψ. The covariance matrix associated with the evaluated parameters, which are gathered in the column vector $\{\mathbf{p}\} = \{x_0, \xi_0, \Delta I, I_b, D\}^\dagger$, reads [Hild et Roux, 2012]

$$[\mathbf{Cov_p}] = \frac{\gamma^2}{\Delta I^2}[\mathbf{M}]^{-\mathbf{1}} \tag{2.9}$$

where γ is the standard deviation of the acquisition noise that is assumed to white and Gaussian, and $[\mathbf{M}]$ the Hessian used in the minimization scheme

$$[\mathbf{M}] = [\mathbf{m}]^\dagger[\mathbf{m}] \tag{2.10}$$

with

$$[\boldsymbol{m}] = \begin{bmatrix} \frac{\partial \eta}{\partial x_0}(x) & \frac{\partial \eta}{\partial \xi_0}(x) & \frac{\partial \eta}{\partial \Delta I}(x) & \frac{\partial \eta}{\partial I_b}(x) & \frac{\partial \eta}{\partial D}(x) \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \end{bmatrix} \tag{2.11}$$

This covariance matrix allows the resolution [1] of the registration technique to be assessed [Hild et Roux, 2012]. The standard resolution of the peak position is then equal to the diagonal term of $[\mathbf{Cov_p}]$ corresponding to x_0, provided the other parameters do not change.

The influence of the peak position uncertainty on stress resolutions is easily computed since the stress extraction is a linear least squares problem in terms of $\tilde{\epsilon}_{\phi\psi}$ (see Equation (2.6)). The covariance matrix of the stress extraction technique reads

$$[\mathbf{Cov}_\sigma] = [\mathbf{C}]^{-\mathbf{1}}[\mathbf{c}]^\dagger[\mathbf{Cov}_\epsilon][\mathbf{c}][\mathbf{C}]^{-\mathbf{1}} \tag{2.12}$$

1. The resolution of a measuring system is the “smallest change in a quantity being measured that causes a perceptible change in the corresponding indication” [Guide, 2007].

with

$$[\mathbf{C}] = [\mathbf{c}]^{\dagger}[\mathbf{c}] \tag{2.13}$$

and

$$[\mathbf{c}] = \begin{bmatrix} \frac{1}{2}S_2 \sin^2\psi & \frac{1}{2}S_2 \sin 2\psi & 1 \\ \vdots & \vdots & \vdots \end{bmatrix} \tag{2.14}$$

Commercial softwares (*e.g.*, Stressdiff [Stressdiff, 2017] or Leptos [Leptos, 2017]) use peak positions issued from such minimization to end up with so-called $\sin^2\psi$ methods [EN15305, 2009, Cullity, 1957, Lütjering et Williams, 2007]. This procedure will serve as benchmark for the validation of the following integrated procedure.

Given the fact that the peak positions are parameterized in terms of the sought stresses and composite strain (*i.e.*, $x_0 = x_0(\sigma_\phi, \tau_\phi, \tilde{\epsilon}_{\psi=0})$, see Equations (2.2) and (2.4)), the previous minimization can be performed over the *whole* set of diffractograms

$$\min_{\sigma_\phi,\tau_\phi,\tilde{\epsilon}_{\psi=0},\xi_0,\Delta_I,I_b,D} \sum_{\psi}\sum_{x} \eta_I^2(x,\psi;\sigma_\phi,\tau_\phi,\tilde{\epsilon}_{\psi=0},\xi_0,\Delta_I,I_b,D) \tag{2.15}$$

with

$$\eta_I(x,\psi;\sigma_\phi,\tau_\phi,\tilde{\epsilon}_{\psi=0},\xi_0,\Delta_I,I_b,D) = \frac{f(x,\psi) - I_b - Dx}{\Delta I} - g\left(\frac{x - x_0(\sigma_\phi,\tau_\phi,\tilde{\epsilon}_{\psi=0})}{\xi_0}\right) \tag{2.16}$$

This approach corresponds to integrated DSC for which the sought quantities are directly determined from the registration procedure and do not need an additional minimization step. A Gauss-Newton scheme is also implemented and the initial guess of the sought parameters comes from a first non integrated analysis. The covariance matrix associated with the evaluated parameters, which are gathered in the column vector $\{\mathbf{p_I}\} = \{\sigma_\phi, \tau_\phi, \tilde{\epsilon}_{\psi=0}, \xi_0, \Delta_I, I_b, D\}^{\dagger}$, reads

$$[\mathbf{Cov_{p_I}}] = \frac{\gamma^2}{\Delta I^2}[\mathbf{M_I}]^{-1} \tag{2.17}$$

where $[\mathbf{M_I}]$ is the approximate Hessian used in the global minimization scheme

$$[\mathbf{M_I}] = [\mathbf{m_I}]^{\dagger}[\mathbf{m_I}] \tag{2.18}$$

with

$$[\boldsymbol{m}_I] = \begin{bmatrix} \frac{\partial\eta_I}{\partial\sigma_\phi}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial\tau_\phi}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial\tilde{\epsilon}_{\psi=0}}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial\xi_0}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial\Delta I}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial I_b}(x,\psi) & \frac{\partial\eta_I}{\partial D}(x,\psi) \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \end{bmatrix} \tag{2.19}$$

Tests have been made by selecting various distributions (*i.e.*, Gauss, Pearson VII, Lorentz). They give the same types of results without any significant improvement for

any of them in terms of registration residuals. In the following, a Gaussian distribution was selected

$$g \equiv g_G(x) = exp\left[-\left(\frac{x-x_0}{\xi_0}\right)^2\right] \tag{2.20}$$

A preliminary step is performed to calibrate the LPS sensor in terms of local offset corrections. The offset of the detector is determined by measuring the intensity during diffraction on a material that does not diffract at an angle close to that of {213} planes of the α-phase. Amorphous glass was chosen. The diffractogram on glass is obtained by a measurement lasting at least half an hour in order to get enough signal. After rescaling the offset is subtracted to each diffractogram used in stress analyses. Figure 2.13 shows that most of the spacial variations are erased and that the diffraction peak appears more clearly.

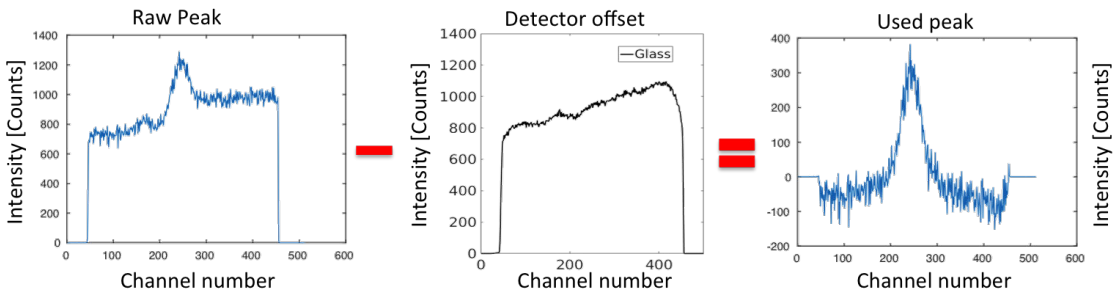


FIGURE 2.13 – Subtraction of detector offset

For the sake of convenience, the residuals that will be reported hereafter will refer to the raw acquisitions, namely,

$$\rho(x;\psi) = f(x;\psi) - \left[\Delta I g\left(\frac{x-x_0(\psi)}{\xi_0}\right) + I_b + Dx\right] \tag{2.21}$$

and are therefore expressed in counts. Any deviation from random noise will be an indication of model error (*i.e.*, associated with the choice of g, and elasticity). The final outputs of the two registration algorithms are σ_ϕ, τ_ϕ, and $\tilde{\epsilon}_{\psi=0} = \ln(\sin\theta_0) - S_1 \mathrm{tr}(\boldsymbol{\sigma})$.

1.6 Results of stress analyses

1.6.1 Validation of the registration techniques

Six loading steps were applied (Figure 2.14) on the Ti64 sample ranging from 0 to 660 MPa. For such type of alloy, the maximum stress level is lower than the yield stress ≈ 900 MPa [Lütjering et Williams, 2007, Duval *et al.*, 2011]. The applied stress corresponds to the applied load divided by the cross-sectional area of the sample ligament.

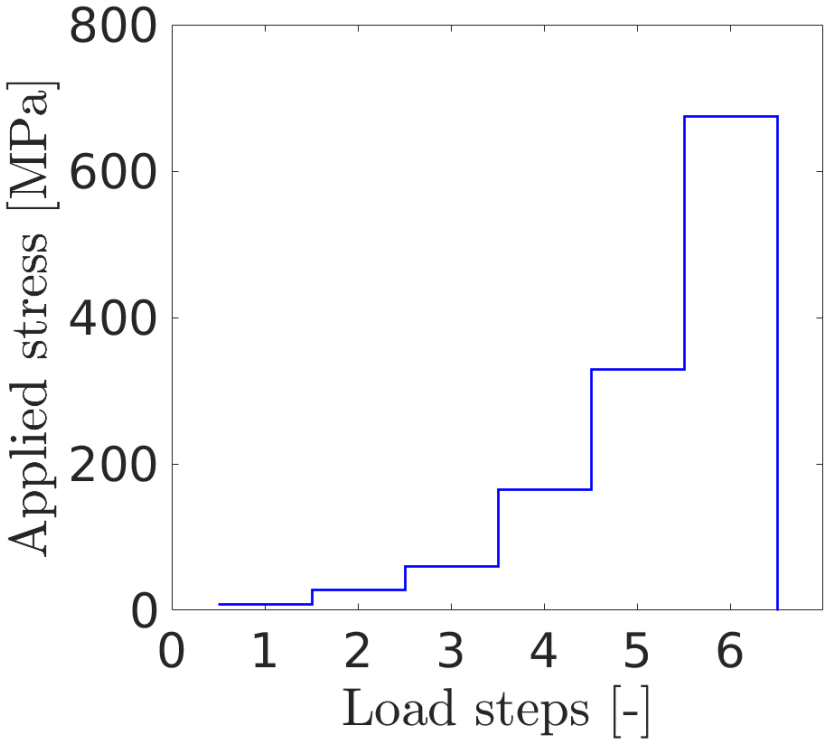


FIGURE 2.14 – Loading history during the *in-situ* tensile test on Ti64 alloy. The standard stress uncertainty is equal to 16 MPa

Figure 2.15 shows the root mean square registration residuals after convergence for the two DSC techniques. The overall level is virtually constant for the DSC approach (*i.e.*, 35 counts). Interestingly, the integrated DSC residuals (*i.e.*, 39 counts), which are expected to be higher since less degrees of freedom are available, remain close to the non integrated approach. The similarity of residual levels between integrated and non integrated approaches validates the assumption of elasticity in the probed volume. These two results also show that the registration was successful via DSC and integrated DSC.

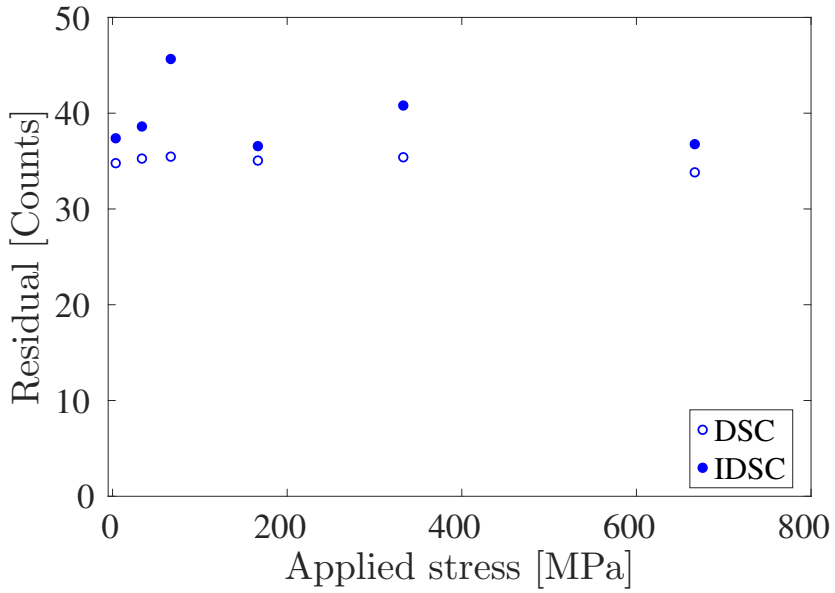


FIGURE 2.15 – Root mean square residual for Ti64 alloy for the two DSC analyses

Stress analyses can also be performed via integrated DIC [Leclerc *et al.*, 2009]. The displacement field is first measured with FE-based DIC in which the kinematic field is parameterized with nodal displacements associated with an unstructured mesh (see Figure 2.16) made of three-noded triangles (with linear interpolation of the shape functions). Even though the central part of the sample was not speckled, the DIC code could converge (*i.e.,* helped by the convergence in the speckled area) and yields results within the XRD measured area. From these measurements, only those corresponding to the two extreme transverse rows of elements are considered and they are prescribed as Dirichlet boundary conditions to an elastic FE analysis under plane stress hypothesis, which allows the stress field to be evaluated everywhere. Macroscopic elasticity constants used are the Young's modulus which is equal to 109 GPa and the Poisson ratio which is equal to 0.3. Figure 2.16 shows the longitudinal stress field for each loading step. In all the zone probed by XRD, the stress is virtually uniform and the corresponding standard deviation is less than 10 MPa for the highest load level. From this analysis, the mean longitudinal stress is reported and will be compared to the other stress evaluations.

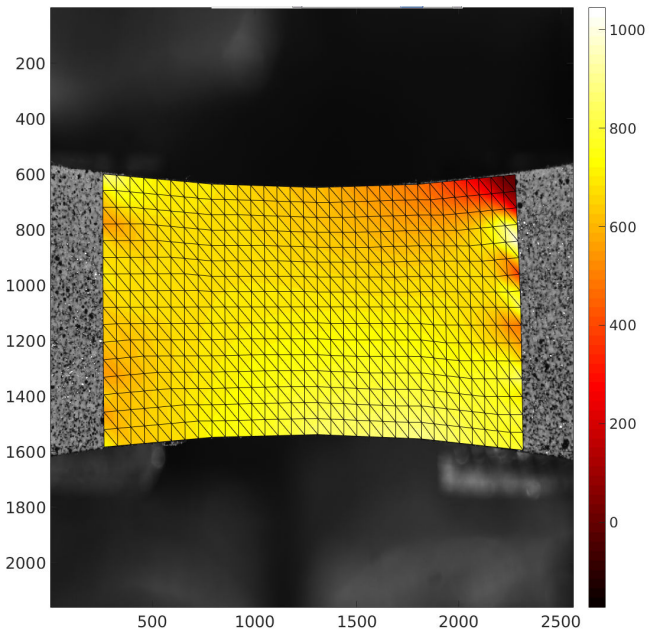


FIGURE 2.16 – Longitudinal stress (expressed in MPa) field evaluated via integrated DIC at the last loading step. Online version : history of the six analyzed steps (Figure 2.14)

In Figure 2.17, the comparison between various stress analyses is shown. In the present plot, the reference (*i.e.,* horizontal axis) is the applied stress. Integrated DIC and DIC give the same stress estimation and correspond to the mean longitudinal stress averaged over the XRD zone. These levels are very close to the applied stress. For DIC, the measured strains are assumed to be elastic and the corresponding stresses are evaluated, as would be performed by XRD analyses (*i.e.,* without any equilibrium requirement), by using isotropic elasticity under plane stress assumption). The two DSC approaches yield results that are in very good agreement with each other and with the evaluations based on integrated DIC and load measurements.

Interestingly, the stress estimations based on both DIC results for which the strains are averaged over the zone of interest of XRD analyses are consistent with each other. This observation proves that the assumption of linear elasticity is satisfied. The fact that DSC results are consistent with IDSC, integrated DIC evaluations *and* applied stress estimates also validates the choice of X-Ray elasticity constants for the XRD measurements in Ti64 alloy.

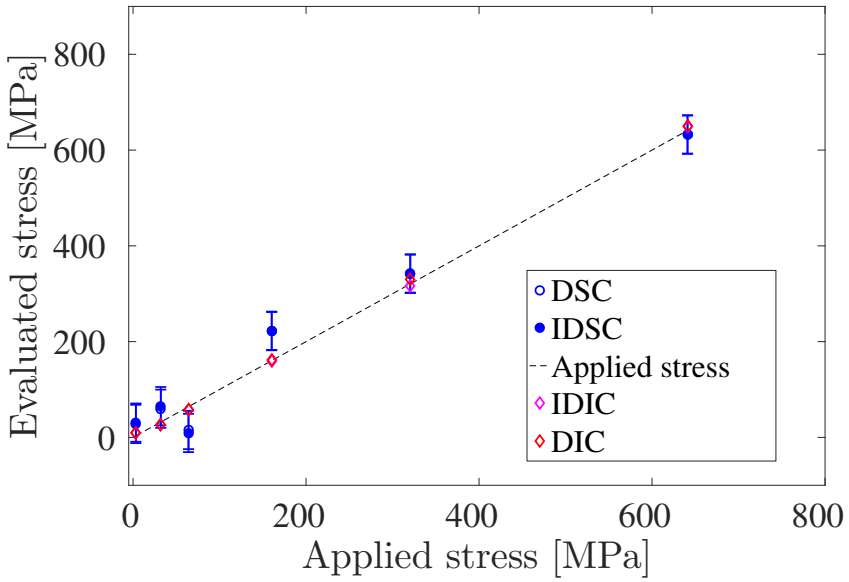


FIGURE 2.17 – Longitudinal stress σ_ϕ in Ti64 alloy coupon measured with four different evaluation techniques. The error bars depict the root mean square difference between DSC or IDSC estimates and the applied stress. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa

Figure 2.18 shows the error quantifications for DSC and integrated DSC with respect to the applied stress. The stress resolutions of both DSC methods are also shown. They are based on the effect of acquisition noise only (see Equations (2.12) and (2.12)). The standard resolution of the two DSC techniques is very low and of the order of 3 MPa (*i.e.,* 2.7 MPa for integrated DSC and 3.3 MPa for regular DSC). Thanks to integration, the standard resolution is decreased by 20 %. The root mean square error between the applied stress and DSC or IDSC is respectively equal to 37 MPa and 41 MPa. This level corresponds to an upper bound given the fact that load fluctuations occur (*i.e.,* inducing stress variations of the order of 16 MPa in the present case).

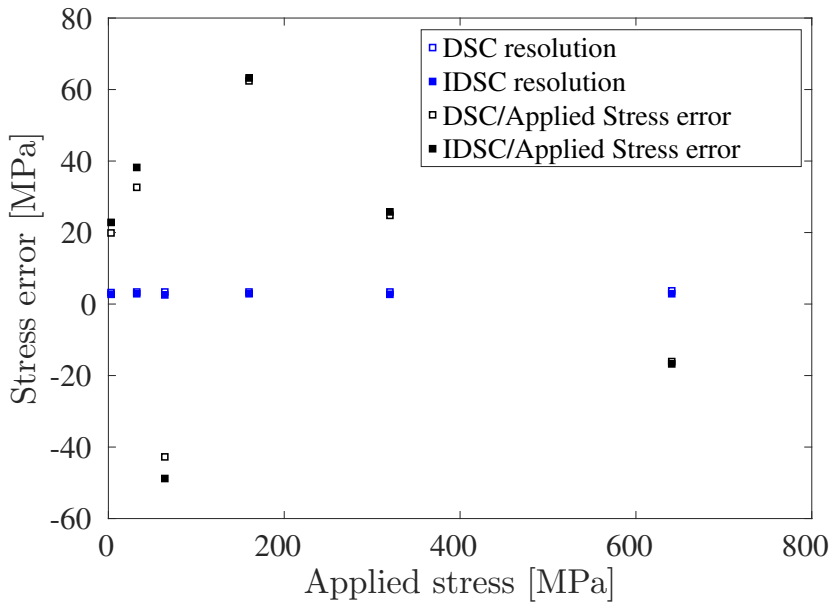


FIGURE 2.18 – Stress resolutions and errors for Ti64 alloy coupon. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa

Figure 2.19 shows the second output from DSC and IDSC, namely the shear stress τ_ϕ, which is expected to vanish in the present case. This result is found on average with a root mean square error of 7 MPa for DSC and IDSC. These levels are lower than those observed for the longitudinal stress component.

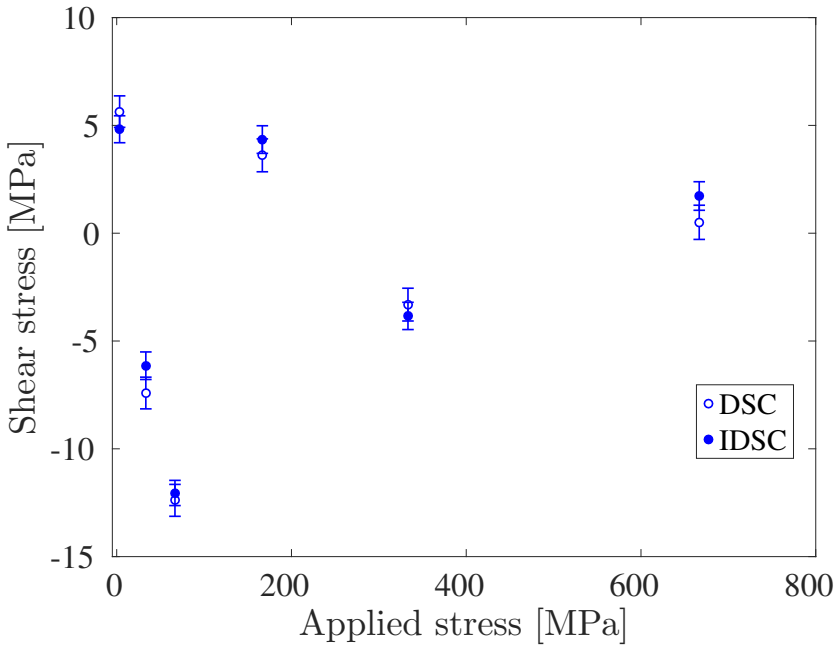


FIGURE 2.19 – Shear stress τ_ϕ in Ti64 alloy coupon estimated with DSC and IDSC. The error bars depict the root mean square difference between DSC or IDSC estimates and a vanishing shear stress. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa

The last output of the DSC codes is the composite strain $\tilde{\epsilon}_{\psi=0} = \ln(\sin\theta_0) - S_1\, tr(\boldsymbol{\sigma})$. Given the fact that the trace of the stress tensor is equal to the longitudinal stress in a uniaxial tensile test, it is possible to evaluate $2\theta_0$, which is the diffraction angle for zero stress of {213} planes for the α-phase. The mean value is $2\theta_0 = 140.16°$, which is close to the expected value for pure titanium (*i.e.*, 140°), see Figure 2.20. The corresponding standard deviation is equal to 0.019° for DSC and 0.018° for IDSC, which is 5 % lower than DSC. With Bragg's law, it is concluded that this angular uncertainty divided by $\tan(\theta_0)$ is an estimate of the longitudinal strain uncertainty (*i.e.*, $\approx 1.2 \times 10^{-4}$ for both methods), and a longitudinal stress uncertainty of $\approx$ 13 MPa. This level is of the same order as the stress fluctuations induced by the tensile stage.

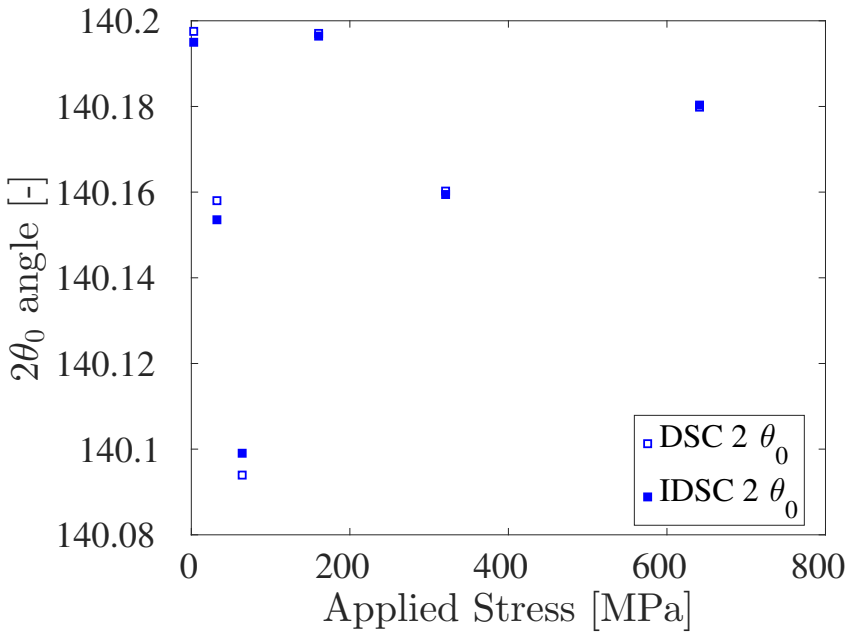


FIGURE 2.20 – Estimation of $2\theta_0$ for Ti64 alloy from the analysis of the composite strain ϵ_0. The standard applied stress uncertainty is equal to 16 MPa

Thanks to the reported consistencies of stress estimations both DSC and IDSC algorithms are now considered as validated and will be used to study the Ti5553 grade.

1.6.2 Application to Ti5553 alloy

For the specimen made of Ti5553 alloy, 9 loading steps and one globally unloaded step were applied and analyzed via DIC and DSC (Figure 2.21). The lowest stress level is 0 MPa, and the highest is 1100 MPa (the yield stress for this alloy is of the order of 1250 MPa [Martin, 2012]). However during electropolishing, the geometry of the sample was roughened and the thickness of the coupon has been reduced from 0.5 mm to 0.45 mm and some imperfections on the edges were created. As a result, plasticity may occur during the test especially at high load levels. Further, the estimation of the applied stress is more delicate and thus will not be reported. The so-called DIC stresses are preferred.

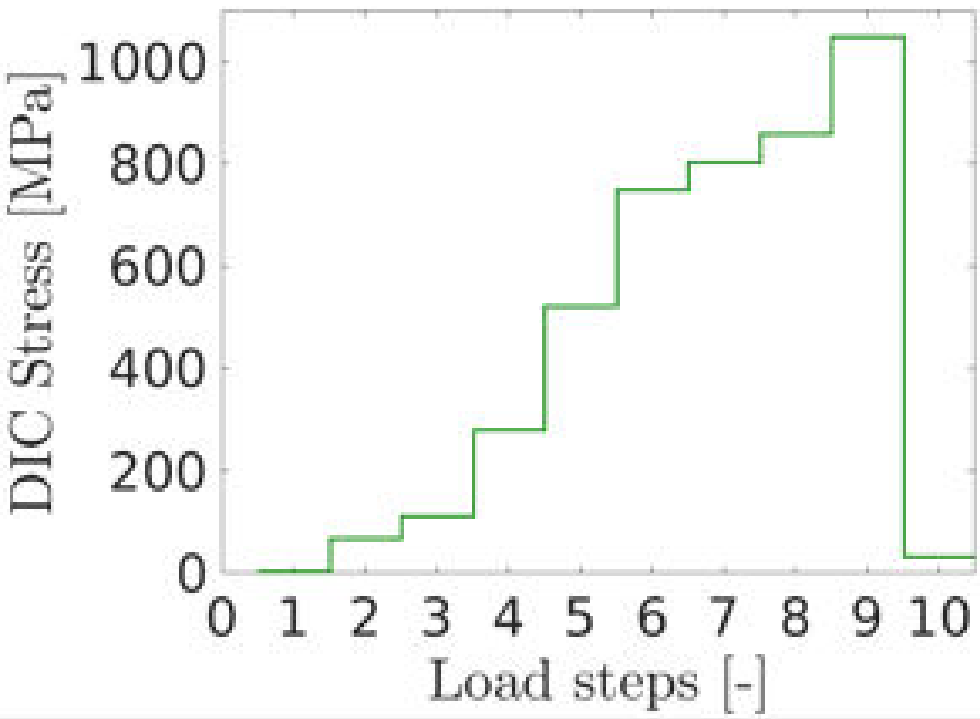


FIGURE 2.21 – Loading history during the *in-situ* tensile test on Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

The occurrence of plasticity is confirmed in Figure 2.22 in which the stresses are evaluated with the DIC strain fields, which are assumed to be elastic. For high load levels, very high (and non physical) stress levels are observed in one area of the sample, which was not probed via XRD. It is worth noting that the last step corresponds to total unloading, which does not result in vanishing strains and stresses, thereby confirming the presence of plastic strains in the lower part of the coupon. However, as will be illustrated in Figure 2.25, in the area impacted by X-rays it is believed the local stress state remains elastic and homogeneous during the whole experiment. The standard stress uncertainty corresponding to the probed area is less than 30 MPa via DIC estimations.

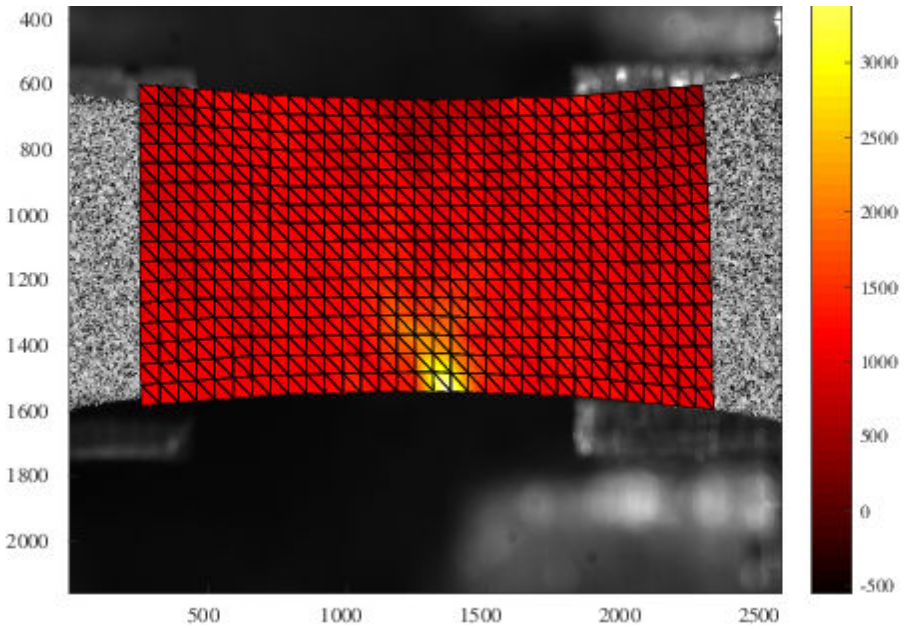


FIGURE 2.22 – Longitudinal stress (expressed in MPa) field evaluated via DIC (assuming elasticity) at the last loading step (Figure 2.21). Online version : history of the ten analyzed steps

Figure 2.23 shows root mean square residuals for both DSC approached. In the present case, the two residuals are virtually coincident for all investigated stress levels. This remarkable agreement between the two DSC techniques enables the hypothesis of elasticity to be fully validated in the present case. This observation is consistent with the fact that the α-phase is finely distributed within the probed volume (*i.e.,* of the order of 1 mm^2 × 5 μm, see Figure 2.2). When compared to Ti64, the mean residuals of DSC and IDSC are lower (*e.g.,* 25 counts instead of 39 counts for IDSC in Ti64). However, the signal levels were also significantly lower (Figure 2.5).

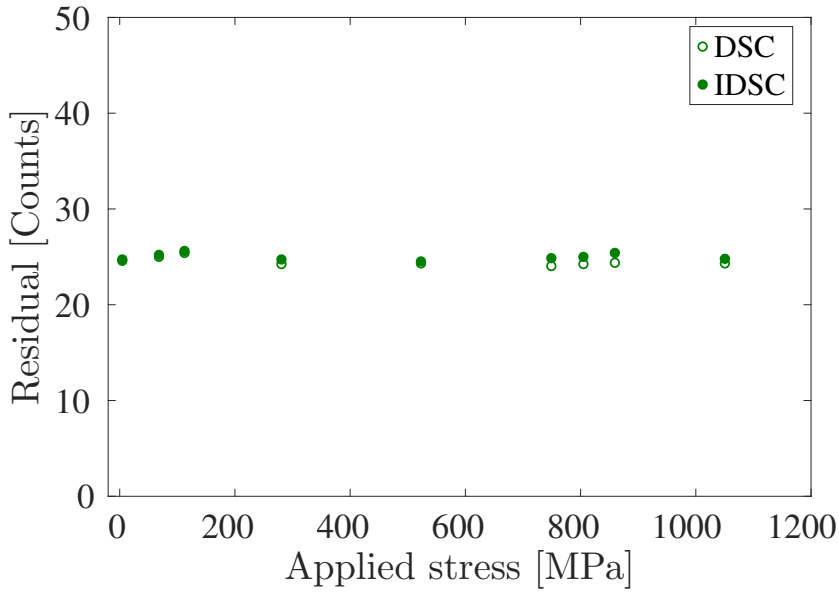


FIGURE 2.23 – Root mean square residual for Ti5553 alloy for the two DSC analyses. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

Due to the coexistence of two phases in the studied alloy (Figures 2.3 and 2.4), the results will first focus on elastic strains. Figure 2.24 displays the estimations of elastic strain by various techniques, namely integrated DIC in addition to DSC and integrated DSC. In the present case, the abscissa corresponds to the mean longitudinal strain in the XRD zone measured by DIC. The fact that DIC and integrated DIC results coincide proves that the hypothesis of elasticity was fulfilled during all the experiment and that plasticity was confined in an area that has not impacted the zone probed by XRD (as expected from Figure 2.22).

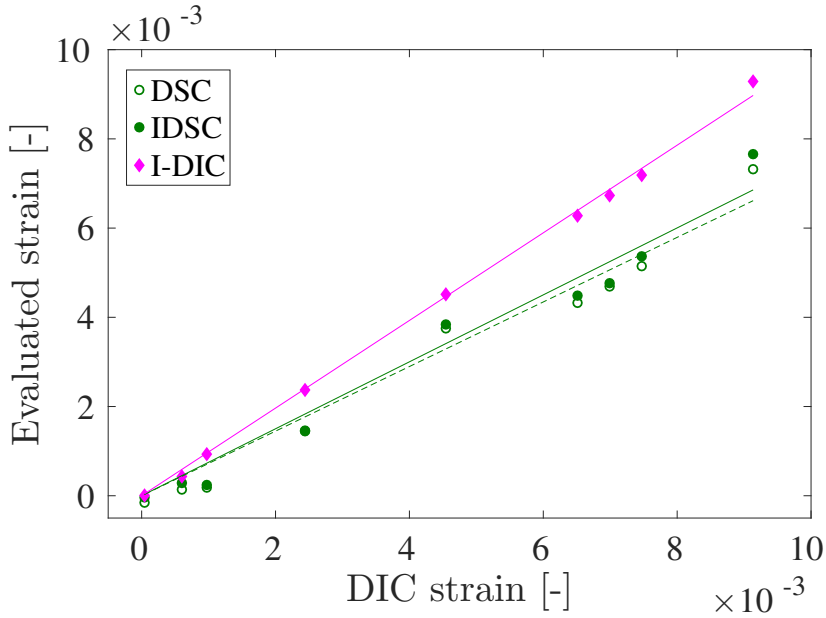


FIGURE 2.24 – Longitudinal elastic strains for the 10 loading steps with the four techniques

Unlike Ti64, there is a significant difference between both DIC estimates and the DSC results. This effect cannot be attributed to plasticity since linear relationships between DIC and integrated DIC results would not be observed. The explanation comes from the fact that DIC analyses are performed at the macroscale (*i.e.,* the two-phase alloy) whereas DSC analyses only consider the α-phase. In the present case, it is shown that the mean elastic strains evaluated in the α-phase are about 73 % those of the alloy (*i.e.,* at the macroscopic level). This difference is due to the presence of two phases in Ti5553 whose elastic properties are different [Hauk, 1997, Fréour *et al.*, 2003, Fréour *et al.*, 2011, Martin, 2012, Herbig, 2011, Duval *et al.*, 2011]. Contrary to Ti64, which is mostly composed of α-phase, the presence of 40 $wt\%$ β-phase induces a deviation for the determination of macroscopic stresses using X-Ray elasticity constants of pure titanium. The deviation is estimated at 27 % in the present case.

Figure 2.25 shows the stress estimates for Ti5553. In the present case the DIC stresses (*i.e.,* the macroscopic stresses) are the reference. Independent tensile tests on the same alloy provided a Young's modulus of 115 GPa, and Poisson's ratio equal to 0.35. DIC and integrated DIC stresses are close, which is consistent with the observations of Figure 2.24. The longitudinal stresses obtained with both DSC approaches are also in good agreement. By using the same elastic parameters for the α-phase as those considered for Ti64, the mean stress in the α-phase amounts to about 69 % of the macroscopic stress. This stress ratio is again due to the difference in elastic properties of α- and β-phases in this alloy [Hauk, 1997, Fréour *et al.*, 2003, Fréour *et al.*, 2011, Martin, 2012, Herbig, 2011, Duval *et al.*, 2011].

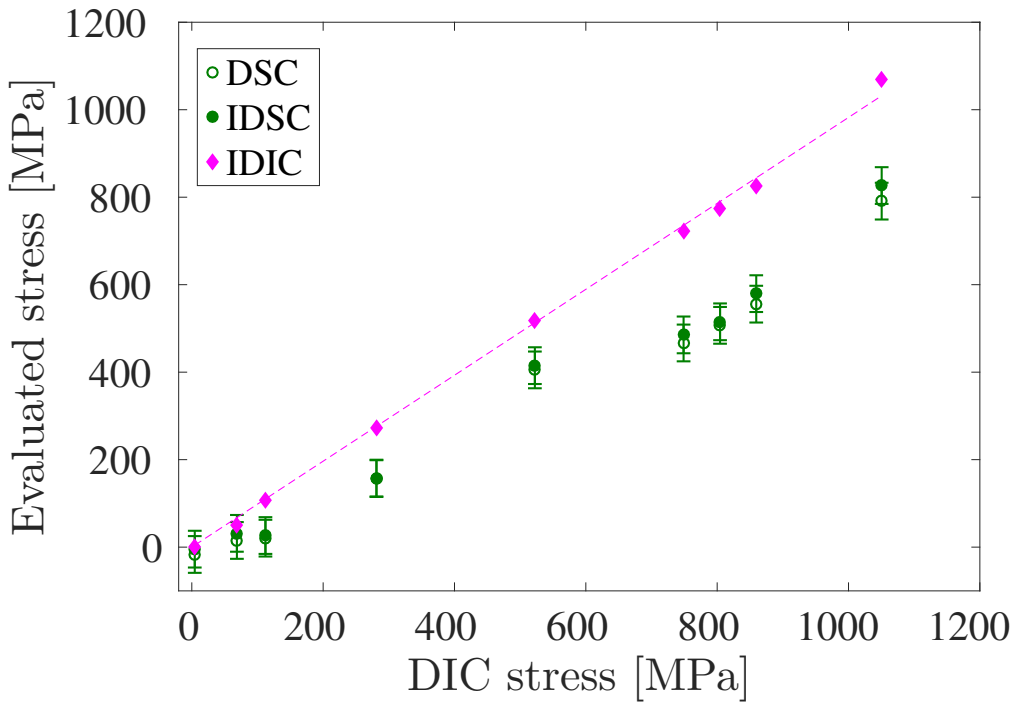


FIGURE 2.25 – Longitudinal stresses σ_ϕ in Ti5553 alloy evaluated via different techniques. The error bars depict the room mean square difference between DSC or IDSC estimates and the DIC stresses. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

The shear stresses are again very small (Figure 2.26). The mean level is 13.5 MPa for IDSC, and 15 MPa for DSC. Therefore, there is a small bias in the present case. It may be due to small misalignments of the goniometer (whose standard uncertainty was estimated to be 2°).

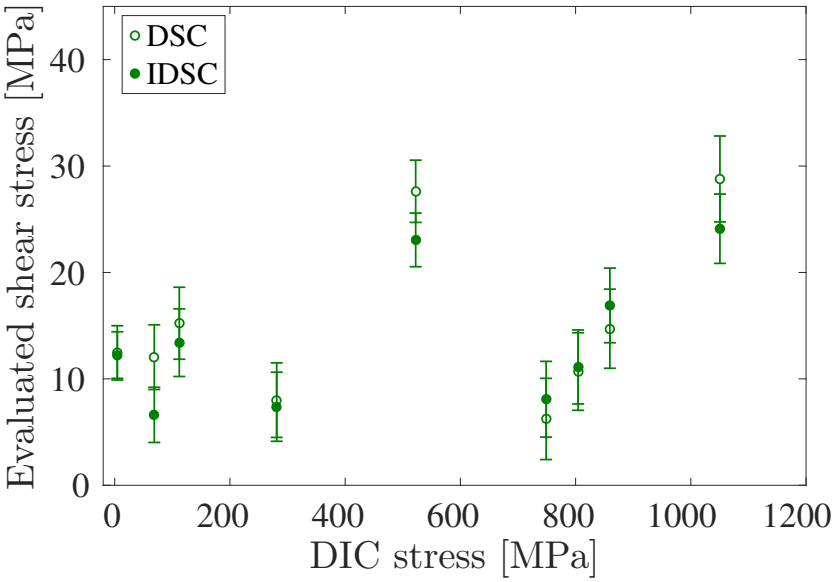


FIGURE 2.26 – Shear stress τ_ϕ in Ti5553 alloy coupon evaluated with DSC and IDSC. The error bars depict the room mean square difference between DSC or IDSC estimates and a vanishing shear stress. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

Figure 2.27 displays the standard stress resolution for XRD analyses and the the root mean square errors of DSC and IDSC results with respect to DIC stresses. The level of the standard resolution is 12 MPa for integrated DSC, and 13 MPa for DSC. A value 4 times higher than for Ti64 alloys is observed. This difference can be explained by the poor quality of diffraction peaks in Ti5553 alloys (Figure 2.5), which is expected for such alloys [Withers *et al.*, 2001]. The root mean square errors for the stress estimations is respectively 45 MPa for DSC, and 49 MPa for IDSC (to be compared to 37 MPa, and 41 MPa for Ti64). Given the fact that the signal to noise ratio was significantly lower (*i.e.*, 4 times) for Ti5553 in comparison to Ti64, this 20 % increase of the stress uncertainty remains very modest.

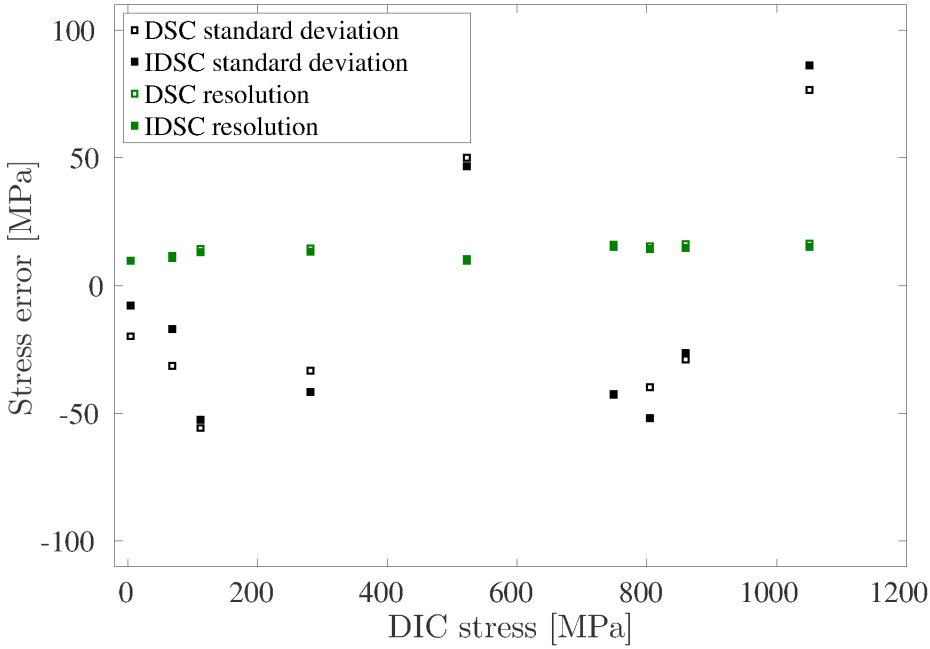


FIGURE 2.27 – Standard resolution and error of stress evaluations in Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

The last step to validate the present results is to analyze the diffraction angle estimated for the α-phase of Ti5553. It is shown in Figure 2.28 that $2\theta_0 = 140.04°$ for IDSC and $2\theta_0 = 140.05°$ for DSC, which are close to the level obtained for Ti64 alloy (Figure 2.20). The small difference between both values can be explained by the changes in chemical composition and phase distributions. The corresponding standard deviations are equal to 0.0084° for IDSC, and 0.0088 for DSC. These levels lead to strain uncertainties of the order of 5.5×10^{-5}. The corresponding longitudinal stress uncertainties become ≈ 6 MPa. The present levels are even lower than those observed for Ti64 and do not contribute significantly to the overall uncertainties.

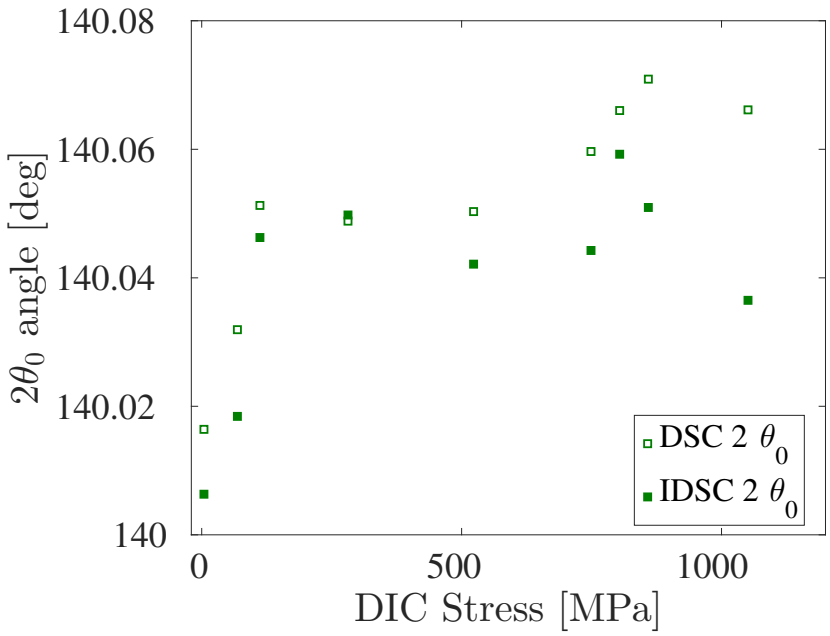


FIGURE 2.28 – Angle $2\theta_0$ for Ti5553 alloy. The standard DIC stress uncertainty is equal to 30 MPa

1.7 Conclusions

A validation procedure of stress evaluations via XRD has been proposed. It is based upon *in-situ* tensile tests. In the present case, the tensile stage was mounted within the goniometer. It is applied to two titanium alloys. The first one (Ti64) mostly contains an α-phase, which leads to well-formed diffraction peaks. Conversely, Ti5553 has a more complex microstructure that makes stress evaluations more challenging since the signal to noise ratio will be significantly lower than for Ti64. Having access to images acquired during the tests, digital image correlation (DIC) could also be utilized to evaluate strains and stresses.

Two registration techniques, in which the unstressed configuration does not need to be known, have been applied to XRD signals obtained for the two studied alloys. The first route consists in independently registering a known function (here a Gaussian) with the acquired diffractograms. From this information, the stress state is subsequently determined. The second route consists in merging both steps into a single analysis. It is referred to as integrated diffraction signal correlation (*i.e.,* IDSC). It is shown that the latter leads to lower stress resolutions when compared to the former.

For Ti64 a very good agreement is observed between the stresses estimated with both DSC techniques, integrated DIC and regular DIC. For Ti5553, it is shown that the elastic strains in the α-phase are about 73 % of the macroscopic strain, which is due to the difference in elastic properties of the two phases. Further, the fact that the two DSC techniques yield virtually identical results validates the hypothesis of elasticity at the

level of the α-phase. For both materials, it is observed that the diffraction angle for the unstressed state is very close to 140° (*i.e.,* the reference level for pure titanium).

Stress resolutions and uncertainties have been systematically analyzed for both alloys. In particular, it is shown that the uncertainty associated with the knowledge of the unstressed configuration has a limited impact on the overall levels. With the implemented registration techniques there is only a 20 % increase of overall stress uncertainties for Ti5553 with respect to Ti64 even though the peak height has been decreased by a factor of 4. This result validates the two registration techniques and shows their robustness even for Ti5553.

Having validated the present registration techniques, they can now be used in other configurations to study, for instance, the surface integrity [Lütjering et Williams, 2007, Guillemot *et al.*, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011] associated with different milling conditions of Ti5553 [Cox *et al.*, 2015]. They may also be used in benchmarks with other materials and procedures [Lefebvre *et al.*, 2011, Suominen *et al.*, 2016].

Dans la suite de ce chapitre, on applique le protocole d'analyse de contraintes à des éprouvettes usinées et aux éprouvettes de fatigue à base carrée testée dans le chapitre 4. Toutes les éprouvettes présentées ici sont issues d'une jambe de train d'atterrissage en alliage Ti5553.

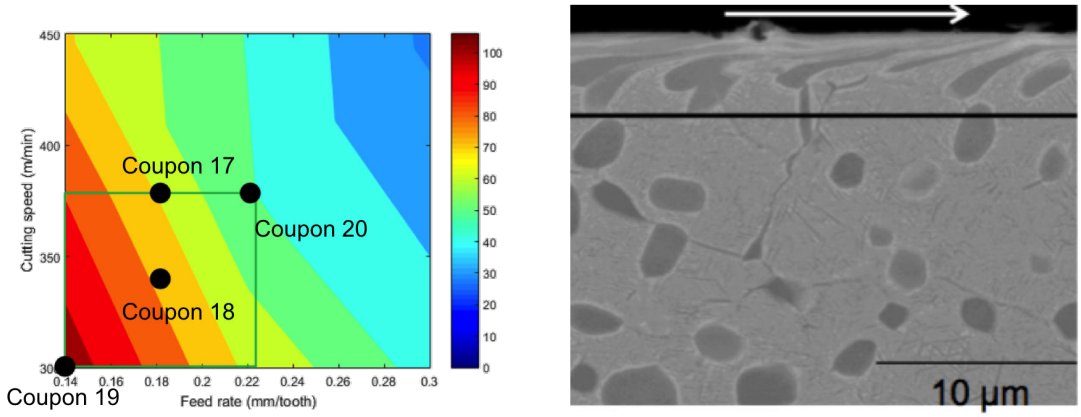
2 Analyses complémentaires de contraintes résiduelles

Les analyses qui suivent ont été effectuées sur des éprouvettes de fatigue en flexion usinées comme illustrées par la figure 2.30 dans le cadre d'une thèse de doctorat [Cox, 2017] effectuée par Adam Cox entre SAFRAN Landing Systems et l'université de Sheffield. L'objectif de son travail est la détermination de l'influence des conditions de coupe lors des usinages de finition sur l'intégrité de surface [Sun et Guo, 2009]. Cette étude est menée sur l'alliage Ti5553 des boggies de train d'atterrissage du Boeing 787 Dreamliner [Cox *et al.*, 2015]. L'outil utilisé est une fraise boule de diamètre 20 mm en carbure monobloc. Le matériau présente les mêmes caractéristiques que celui des tiges coulissantes étudié dans l'ensemble de cette thèse. L'auteur s'intéresse en outre aux relations entre l'intégrité de surface et les performances mécaniques des structures en service [Davim *et al.*, 2010] et notamment à la tenue en fatigue et la résistance à l'amorçage de fissure de surface sur ces pièces [Cox, 2017]. L'un des paramètres intervenant sur la durée de vie des pièces et qui varie entre les différentes conditions d'usinage est les contraintes résiduelles en subsurface induites par le processus d'usinage [Taylor et Clancy, 1991, Sasahara, 2005, Duval, 2013]. Le tableau 2.3 illustre la variation de la limite de fatigue d'une éprouvette en fonction du procédé d'obtention. On remarque la diminution de la limite d'endurance lorsque le processus est dégradé et notamment lorsque les usinages deviennent plus grossiers. Les différentes conditions d'usinage sont présentées dans la figure 2.29(a). Cette figure récapitule les conditions de vitesse de coupe et d'avance correspondant à chaque éprouvette analysée. La figure 2.29(b) illustre l'une des preuves de l'impact en subsurface d'un usinage avec la déformation

Surface	Ra [μ m]	Fatigue limit [MPa]
Polished	0.1-0.3	775
Ground	0.5-1.4	690
Milled (fine)	1.0-2.2	775
Milled (coarse)	1.1-1.8	733
Shaped (fine)	27-33	620
Shaped (coarse)	35-44	520

TABLE 2.3 – Effet de différents usinages et rugosités [Standard, 1998] sur la limite d'endurance en fatigue d'un acier [Taylor et Clancy, 1991]

importante et durable des grains sur quelques μm. On s'intéresse ici à un autre phénomène : les contraintes résiduelles liées à ces différentes conditions d'usinage.



(a) (b)

FIGURE 2.29 – (a) Cartographie des conditions de coupe lors de la fabrication des éprouvettes analysées. (b) Micrographie de la subsurface après usinage de finition [Cox *et al.*, 2015]

L'objectif est d'obtenir un profil de contraintes résiduelles. Cela consiste à analyser l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur en subsurface de l'éprouvette analysée. Pour accéder aux différentes profondeurs, des électropolissages successifs ont permis d'enlever de la matière. Ces techniques d'enlèvement de matière sont connues pour leur faible impact mécanique sur la pièce que l'on souhaite étudier [Hauk, 1997, EN15305, 2009]. Des mesures au profilomètre ont ensuite été réalisées pour connaître avec précision la profondeur de la zone analysée par diffraction de rayons X. Les barres d'erreur en profondeur présentées sur la figure 2.31 équivalent à la rugosité de la surface grenaillée. La figure 2.31 présente les analyses de contraintes résiduelles sur l'éprouvette présentant les conditions d'usinage les plus sévères (figure 2.29(a)) : la vitesse de coupe et l'avance par dent sont importantes. L'abscisse de la figure correspond à la profondeur à laquelle a été effectuée l'analyse de contrainte

en subsurface et l'ordonnée correspond au niveau de contraintes résiduelles associé. Plusieurs directions d'analyse ont été retenues pour étudier le caractère isotrope des contraintes résiduelles dans les pièces usinées. Elles sont indiquées sur la figure 2.30 et correspondent aux directions principales de l'usinage.

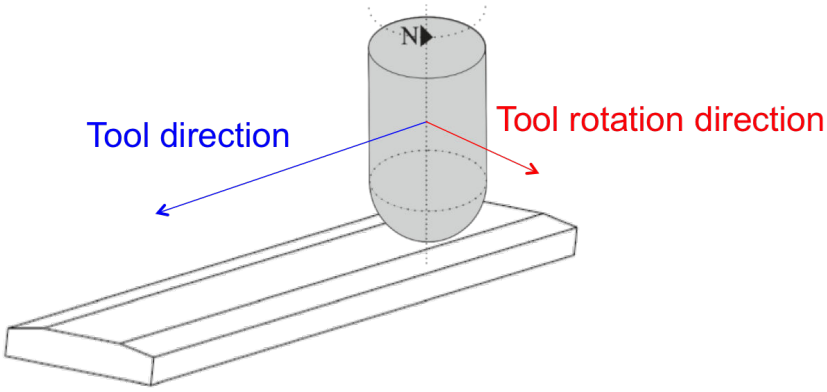


FIGURE 2.30 – Schéma d'une éprouvette usinée où les directions d'usinage sont indiquées [Cox *et al.*, 2015]

On remarque que les contraintes suivant la direction de coupe de l'outil sont similaires à celles orientées à 45° et légèrement plus importantes que les contraintes résiduelles de compression analysées dans le sens d'avance de l'outil. Les contraintes de compression sont maximales entre 15 et 35 μm. Il n'y a plus de contraintes résiduelles à partir d'une profondeur de 75 μm. Le niveau des contraintes de compression comme les profondeurs concernées sont faibles. Cela est en accord avec ce que l'on peut trouver dans la littérature [Guillemot, 2010], les usinages et notamment ceux de finition comme il est question ici sont moins impactants pour la subsurface du matériau comparés à des procédés de grenaillage.

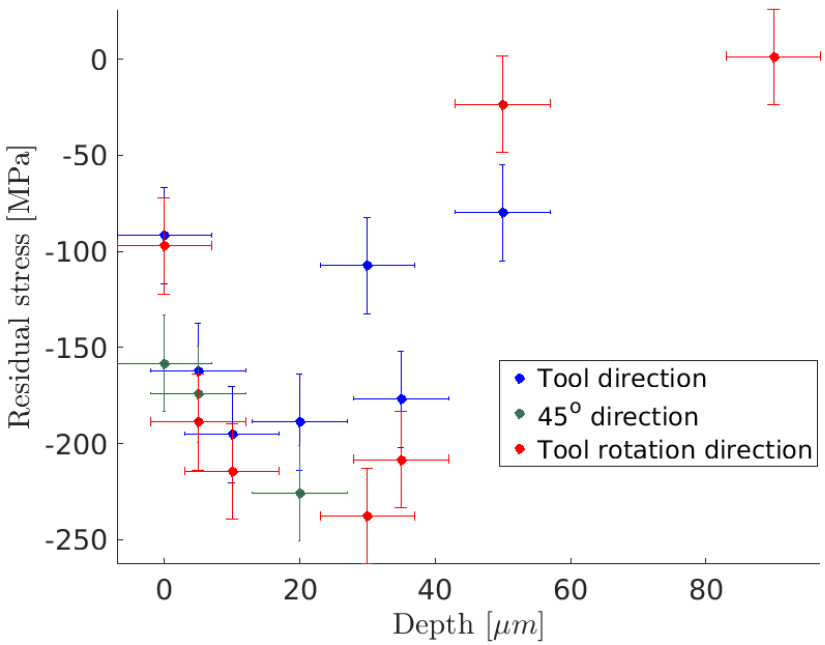


FIGURE 2.31 – Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 20 de la figure 2.29(a)

La figure 2.32 présente la variation de la largeur de pic de diffraction des rayons-X en fonction de la profondeur. En proche surface, la largeur des pics est plus importante qu'en profondeur du fait des contraintes résiduelles et de la microstructure accidentée de la subsurface (plastification, fragmentation et réorientation des grains, cf. figure 2.29(b)).

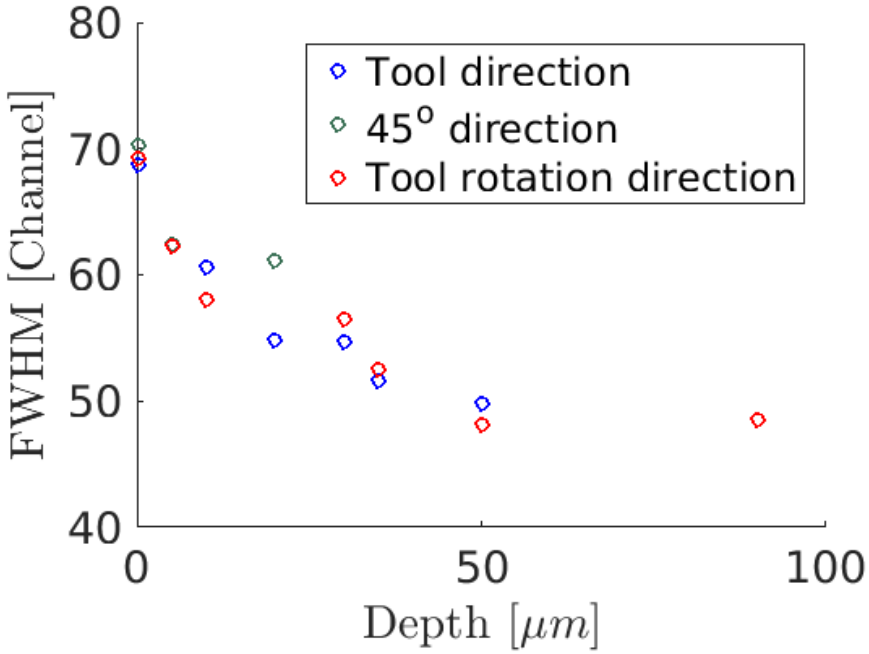
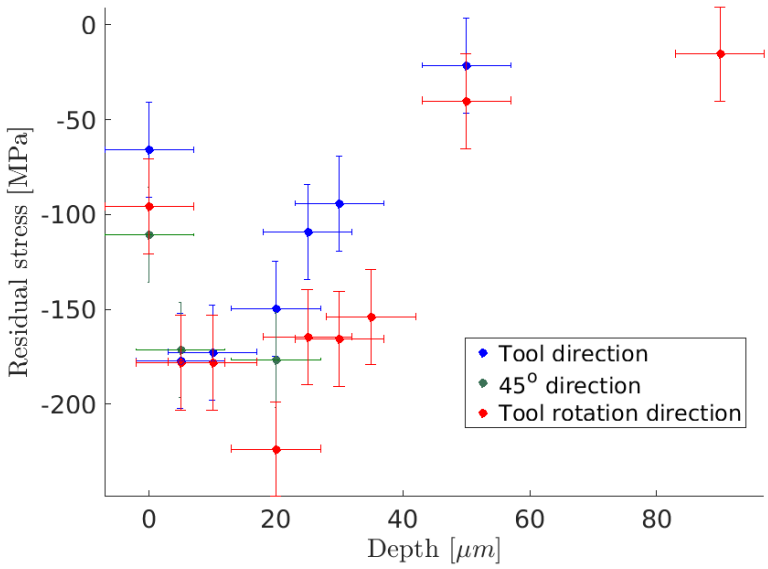
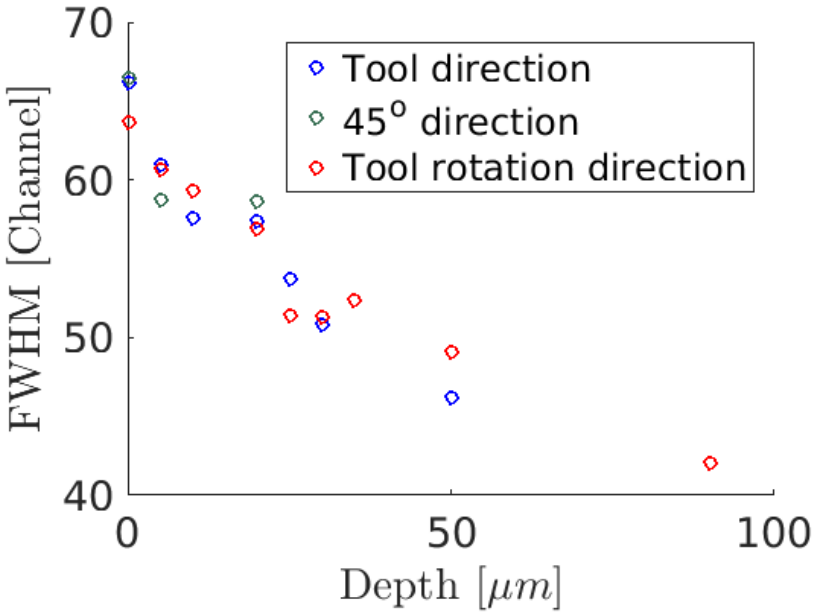


FIGURE 2.32 – Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 20 de la figure 2.29(a)

On s'intéresse maintenant à des conditions de coupe légèrement différentes. L'éprouvette 17 a été usinée à une vitesse de coupe élevée et une vitesse d'avance plus faible que précédemment. Les analyses DRX sont présentées en figure 2.33. Elles illustrent des tendances similaires aux observations précédentes avec des niveaux de contraintes résiduelles et des largeurs de pics légèrement inférieurs.



(a)

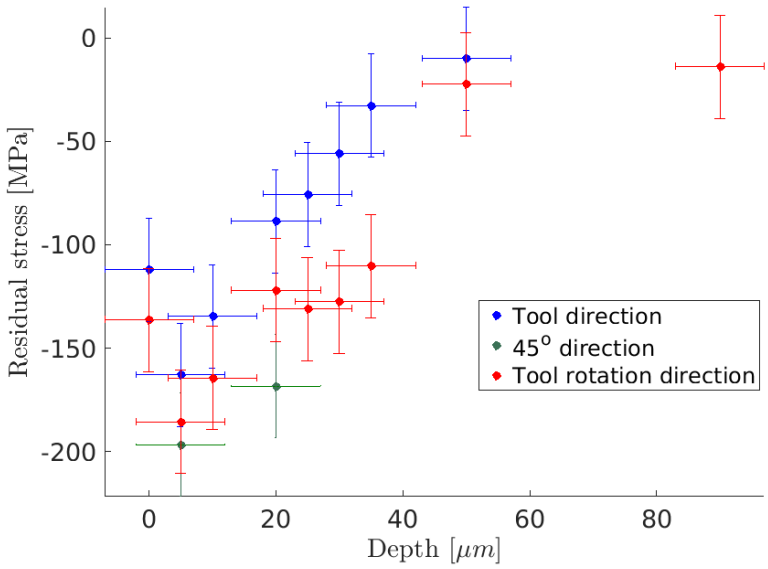


(b)

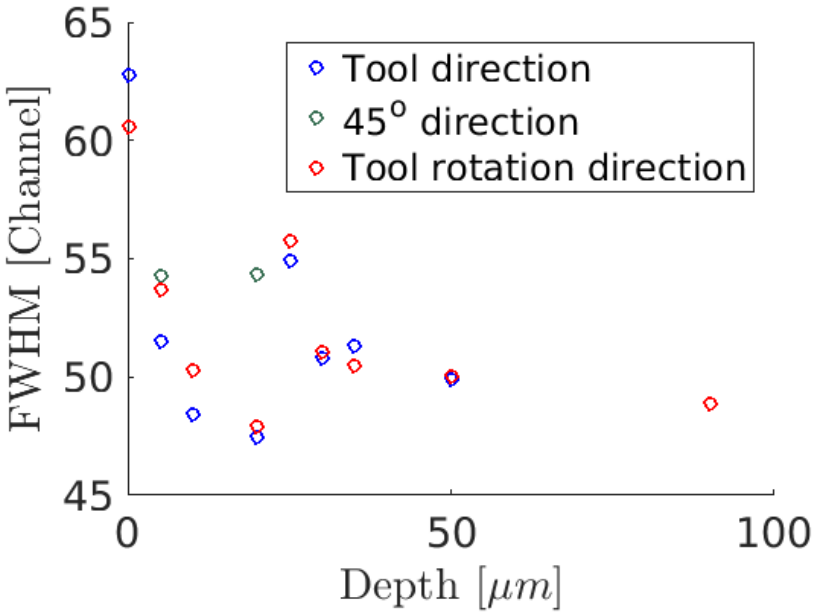
FIGURE 2.33 – (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 17 de la figure 2.29(a)

Les résultats obtenus sur les échantillons des figures 2.34 et 2.35 sont très proches. Les contraintes résiduelles analysées pour ces deux échantillons sont plus faibles que pour les éprouvettes précédentes. Les paramètres de coupe sont moins impactants

pour le matériau que précédemment. Les avances par dent et les vitesses de coupe plus faibles que précédemment. On confirme ici l'influence de la sévérité de l'usinage sur les contraintes résiduelles dans les matériaux [Sasahara, 2005, Guillemot, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011]. Plus un usinage est sévère plus les contraintes résiduelles sont importantes dans la pièce. On remarque sur les figures 2.34(b) et 2.35(b) que les largeurs moyennes de pics de diffraction diminuent beaucoup plus rapidement sur les deux dernières éprouvettes que sur les deux précédentes. La zone de subsurface présentant une microstructure plastifiée par les usinages est plus faible.

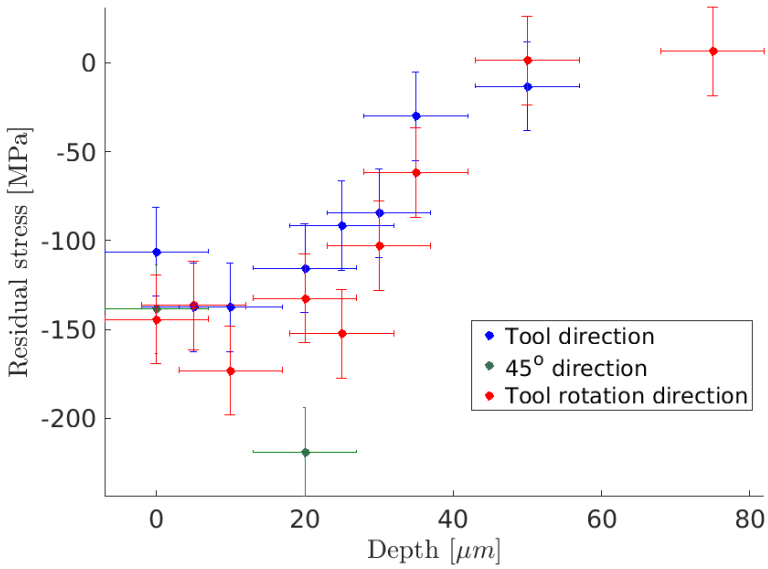


(a)

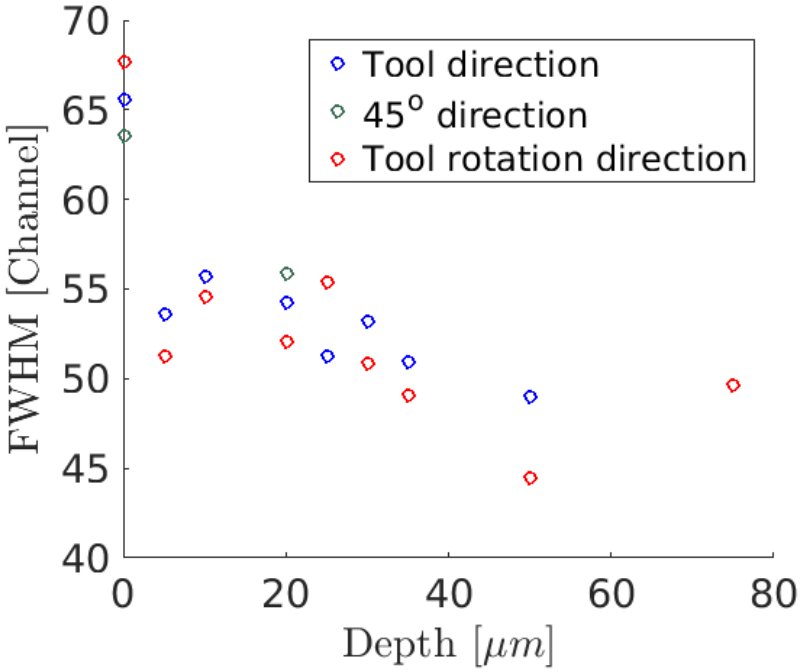


(b)

FIGURE 2.34 – (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 18 de la figure 2.29(a)



(a)

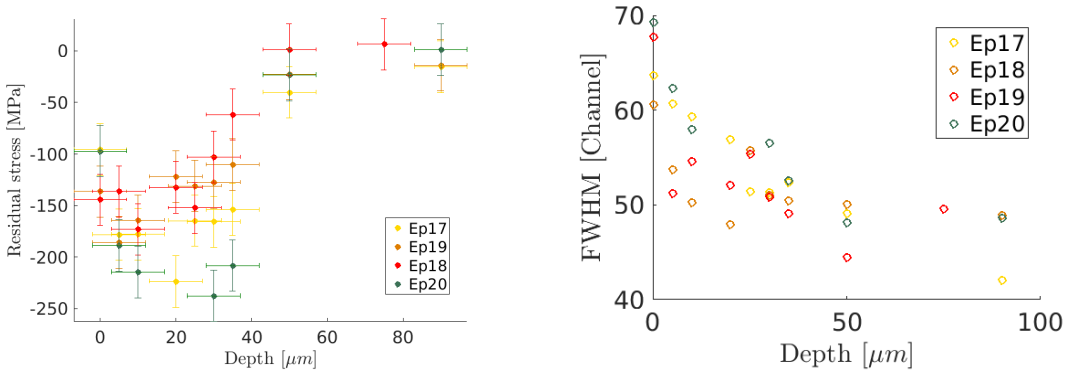


(b)

FIGURE 2.35 – (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'éprouvette 19 de la figure 2.29(a)

La figure 2.36 récapitule les résultats précédents en un seul graphique permet-

tant de comparer les différentes éprouvettes entre elles. Les analyses de contraintes sur les éprouvettes usinées et la cohérence des résultats avec les conditions de coupe confortent les conclusions de l'article précédant quant à la possibilité de réaliser des analyses qualitatives et quantitatives sur les éprouvettes KBR de l'étude. Ces analyses se révèlent particulièrement importantes dans la compréhension des résultats du chapitre 4.



(a) (b)

FIGURE 2.36 – (a) Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour les différentes conditions de coupe. (b) Largeur de pics de diffraction en fonction de la profondeur en subsurface pour l'ensemble des éprouvettes analysées de la figure 2.29(a)

2.1 Contraintes résiduelles de pièces à géométrie complexe

Comme on l'a observé dans le chapitre 1, le comportement en fatigue à grand nombre de cycles est un phénomène étudié et connu (figure 1.15) pour les matériaux composant les structures et notamment pour les alliages de titane utilisés dans cette thèse [Bettaieb *et al.*, 2013, Kar *et al.*, 2013, Bettaieb *et al.*, 2014]. Cependant le couplage des caractéristiques des matériaux avec les particularités géométriques ou la prise en compte de l'historique de chargement des structures est encore largement inexploré. De nombreux paramètres rentrent en compte dans la tenue en fatigue d'une structure. Dans le cadre de la thèse une identification et une sélection de certains des paramètres qui influencent la durée de vie d'une jambe de train d'atterrissage de SAFRAN Landing Systems ont été retenues :

— le grenaillage ;
— la géométrie complexe des structures en service et de l'éprouvette testée ;
— les défauts se produisant en service (FOD).

Plusieurs références bibliographiques soulignent l'influence du grenaillage sur la tenue en fatigue de la pièce en service [Lütjering et Williams, 2007, Wagner et Luetjering, 1996, Takahashi et Sato, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011].

[Halford, 2006] indique qu'il existe différents mécanismes interdépendants qui expliquent les propriétés finales liées à ce processus. Le plus bénéfique est la mise en

compression de la matière en subsurface. Plusieurs exemples dans le monde industriel démontrent le gain après grenaillage sur la durée de vie en fatigue des pièces. La figure 2.37 illustre l'impact de différents traitements mécaniques sur la tenue en fatigue d'une pièce en alliage de titane Ti64. On remarque que le grenaillage est le traitement qui améliore le plus la résistance à la fatigue cyclique de l'alliage Ti64.

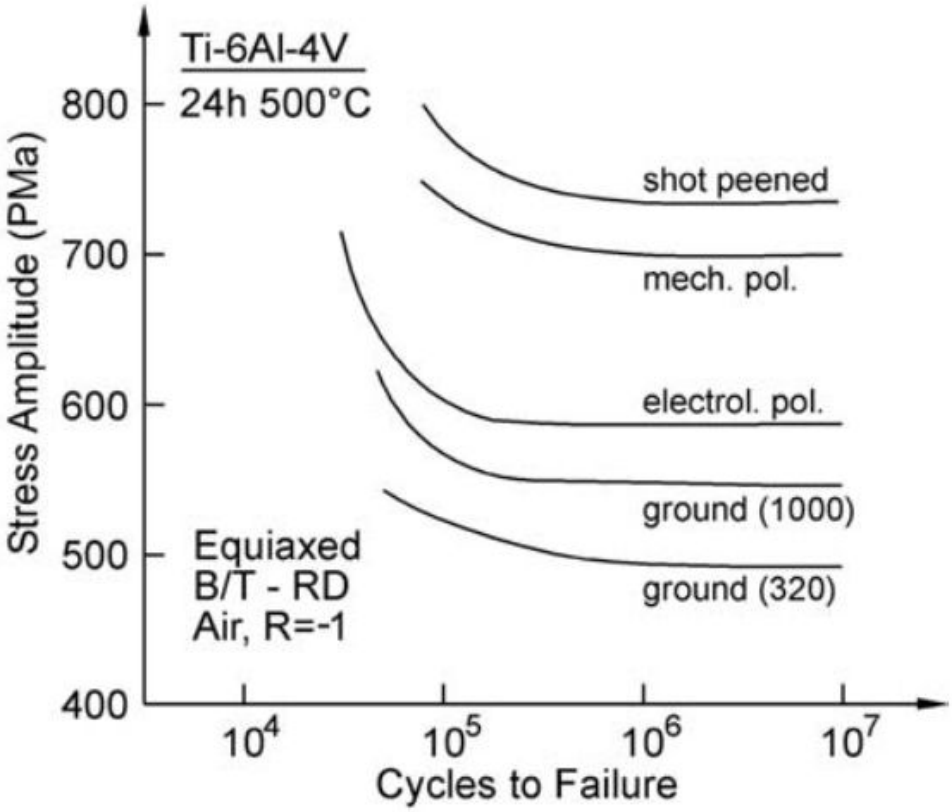


FIGURE 2.37 – Influence de traitement de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage de titane Ti64 [Lütjering et Williams, 2007]

Il est intéressant de noter que le processus de grenaillage et les essais de durée de vie font intervenir les mêmes types de micromécanismes en subsurface. En effet, le mécanisme d'amorçage est une accumulation de dislocation qui finit par créer une fissure, le grenaillage implique une microplastification en subsurface [Kobayashi *et al.*, 1998]. Lors du grenaillage, l'intensité de grenaillage peut être assimilée à l'amplitude de chargement et le temps de grenaillage et le recouvrement peuvent être vus comme le nombre de cycles subi par la surface. Il y a interdépendance de ces 2 phénomènes. Dans notre cas, le traitement de grenaillage est assez léger puisque l'intensité est F10A [2]

2. L'intensité Almen est déterminée suivant la norme [AFN, 2008]. Une intensité Almen notée F10A (notation française) signifie que le procédé induit une flèche de 0,1 mm sur une éprouvette de type A d'épaisseur 1,29 mm

et le taux de recouvrement de 2. Le grenaillage induit des contraintes résiduelles qui varient suivant l'intensité Almen. Sur la figure 2.38, cette intensité de grenaillage est exprimée par une pression en bar. Ces profils en cloche inversée sont caractéristiques des contraintes résiduelles induites par grenaillage. Pour l'alliage Ti64, les contraintes résiduelles les plus élevées se situent à une distance comprise entre 20 et 50 μm suivant l'intensité. Les niveaux varient de 650 à 750 MPa. Les contraintes résiduelles de compression s'estompent lorsque la distance à la surface augmente. Pour des profondeurs de 50 à 180 μm suivant l'intensité de grenaillage il n'y a plus de contraintes de compression. On observe ici pour des profondeurs plus importantes des contraintes de traction dans le matériau.

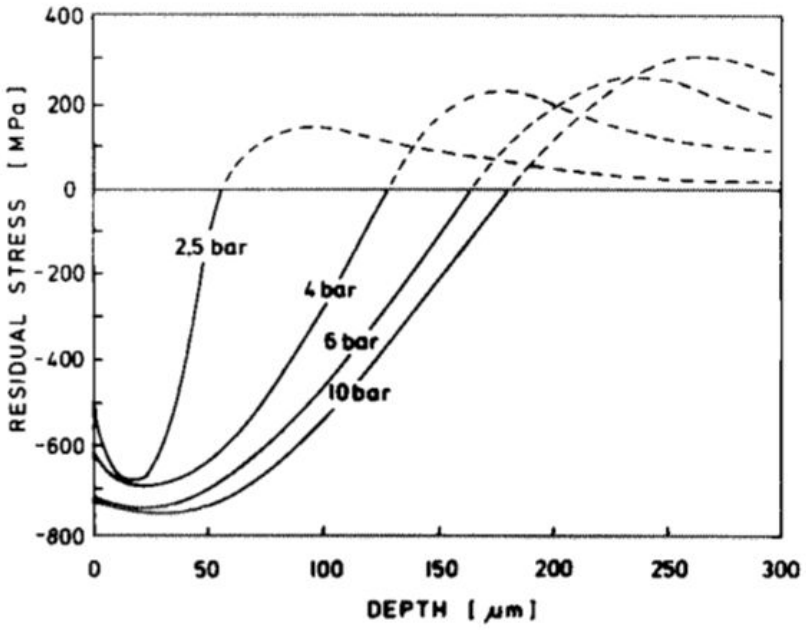


FIGURE 2.38 – Contraintes résiduelles après un traitement de grenaillage pour une même durée d'exposition et une intensité variable dans un alliage Ti64 [Wagner et Luetjering, 1996]

Le grenaillage modifie les caractéristiques du matériau en surface, en plus d'appliquer à la pièce des contraintes résiduelles en subsurface, le grenaillage écrouit le matériau et augmente la dureté de la surface du matériau. Le grenaillage mécanique (par projection de billes) présente également des points négatifs. Outre le prix parfois important de l'opération et la question de la répétabilité du processus entre les différentes pièces et dans les différentes parties d'une même pièce (structure à géométrie complexe), le grenaillage altère la microstructure en subsurface en plastifiant les grains. Ce phénomène peut s'accompagner d'un changement de comportement mécanique indésirable, qui peut aller jusqu'à de l'endommagement et des microfissures de surface [Drechsler *et al.*, 1998]. L'impact des billes provoque aussi une irrégularité de

l'état de surface après grenaillage et une rugosité importante [Souto-Lebel *et al.*, 2011]. La figure 2.39 illustre la rugosité de la surface après grenaillage (*i.e.*, 15 μm dans notre cas). Ces caractéristiques toutes couplées entre elles influencent le comportement en fatigue des pièces [Wagner et Luetjering, 1996].

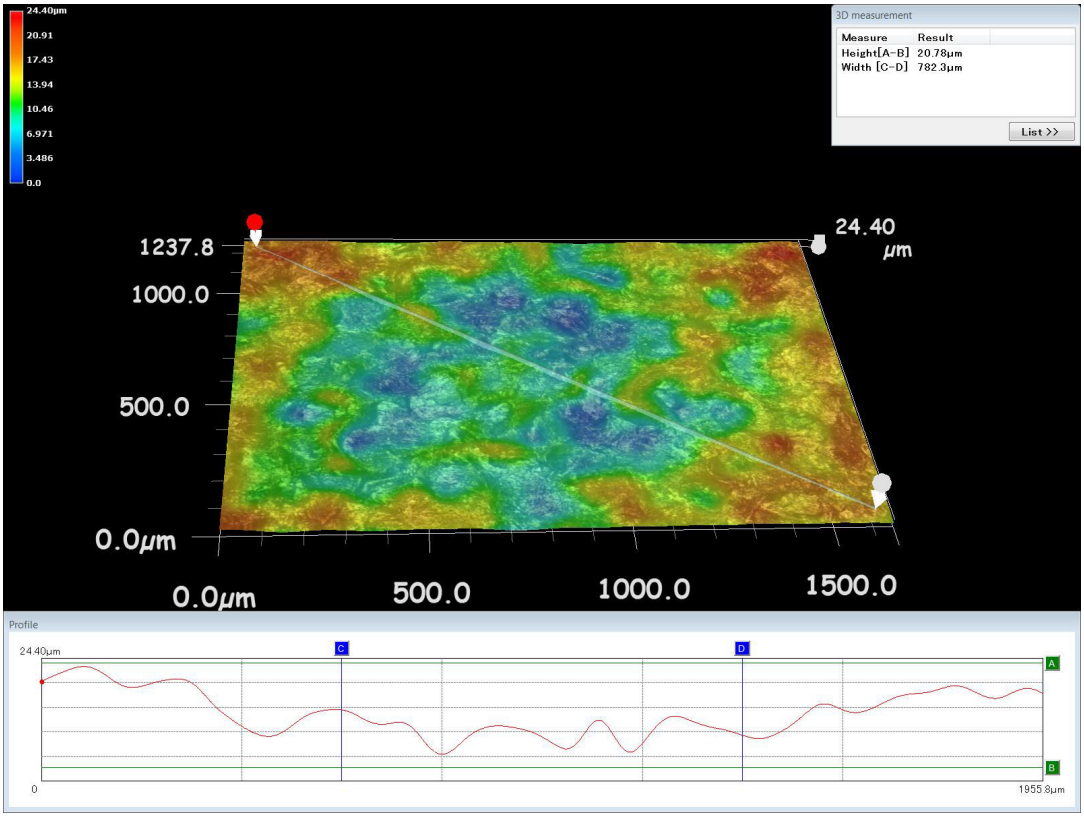


FIGURE 2.39 – Mesure de la rugosité d'un alliage de titane Ti5553 après un grenaillage F10A

Une bonne maîtrise du procédé de grenaillage et la connaissance des contraintes résiduelles associées ainsi que leur répartition dans la pièce peut améliorer de façon significative la tenue mécanique des structures. Tout comme les éléments d'addition ou le processus de fabrication de l'alliage, le grenaillage peut permettre une réduction de la masse de la structure en conservant les caractéristiques mécaniques. Les coûts de production peuvent être réduits (*e.g.*, inutilité d'un usinage de finition) et la durée de vie des structures peut être prolongée [Wagner et Luetjering, 1996, Takahashi et Sato, 2010].

Il s'agit cependant de rester vigilant quant aux structures présentant des géométries complexes et notamment, les coins, les arêtes, les congés de raccordement de deux surfaces peuvent présenter un état de surface et des contraintes résiduelles différentes de celles des faces. Des mesures au synchrotron et des calculs mécaniques montrent que les contraintes résiduelles sont majoritairement de compression pour les pièces

de géométries complexes [Venter *et al.*, 2008, Jun et Korsunsky, 2010, Jun *et al.*, 2011]. Cependant, dans le cas d'une pointe, une géométrie qui exacerbe le phénomène de bord libre, la figure 2.40 révèle des contraintes de compression plus faibles voire des contraintes de traction à l'extrémité de la pointe.

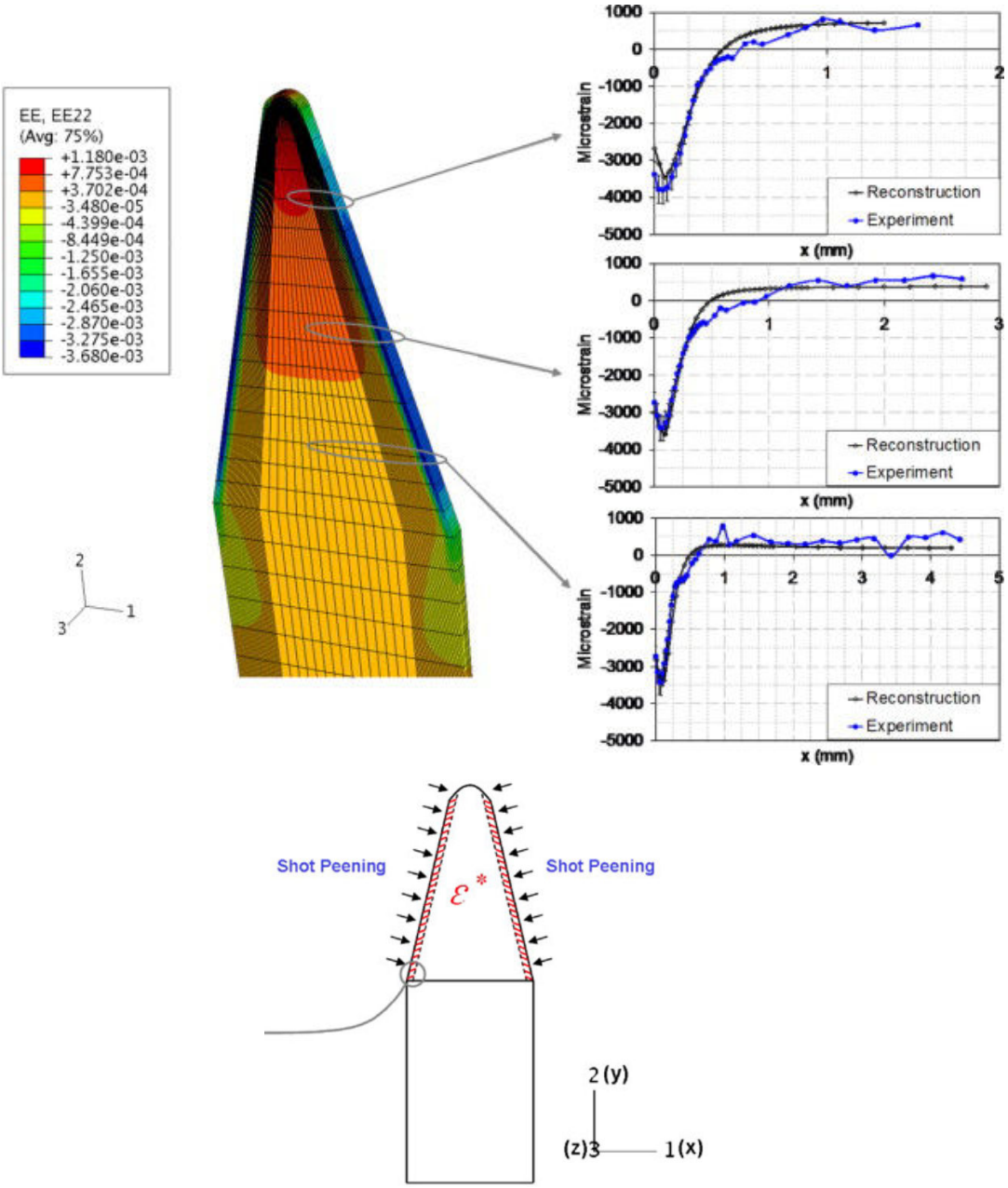
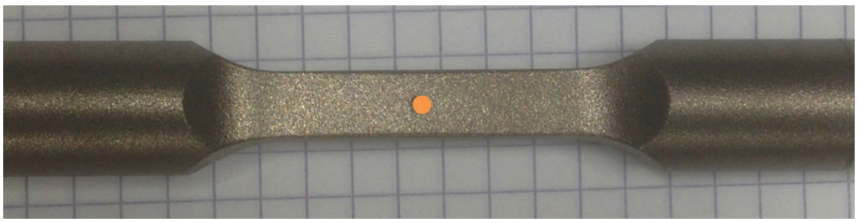


FIGURE 2.40 – Contraintes résiduelles sur une pièces avec des bords libres de type "pointe de crayon" [Jun et Korsunsky, 2010, Jun *et al.*, 2011]. Les courbes en bleu correspondent au profil de contraintes résiduelles en subsurface sur la zone sélectionnée

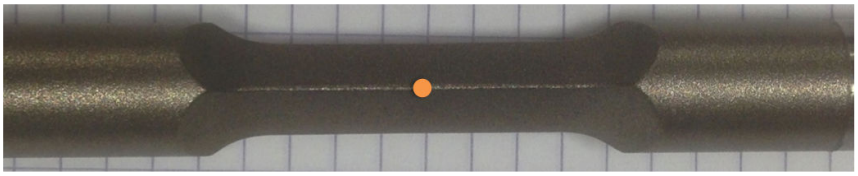
2.2 Analyses de contraintes résiduelles sur éprouvettes KBR à base carrée

Dans le cas des structures de trains d'atterrissage ou des éprouvettes qui sont testées au cours de ce travail, les géométries de type bord libre seront présentes sous forme de coins et d'arêtes. On étudiera le cas du coin des éprouvettes de fatigue à base carrée (KBR) dans le chapitre 4. La connaissance des contraintes résiduelles dans les différentes partie des pièces en service ou des éprouvettes que l'on va tester dans le chapitre 4 semble donc particulièrement importante pour l'analyse des résultats de tenue en fatigue qui seront obtenus.

L'objectif est donc de caractériser (grâce aux méthodes développées et validées ci-dessus) l'état de contraintes résiduelles en subsurface des éprouvettes KBR qui seront testées ensuite en fatigue. Les analyses seront effectuées sur les faces puis sur les coins des éprouvettes pour étudier l'influence de la géométrie sur les contraintes résiduelles de grenaillage (figure 2.41). On effectue tout d'abord une analyse des contraintes résiduelles en face des éprouvettes (figure 2.41(a)) après grenaillage F10A avec un recouvrement de 2.



(a)



(b)

FIGURE 2.41 – Localisation des analyses de contraintes résiduelles sur les éprouvettes KBR en face (a) et en coin (b). La surface impactée par les rayons X est indiquée par le disque orange

La figure 2.42 présente le profil des contraintes résiduelles dans le sens longitudinal en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR. On remarque que les niveaux de contraintes sont bien plus élevés que lors des usinages de finition (figure 2.45). Les contraintes de compression maximales sont évaluées à 1050 MPa. Les contraintes résiduelles sont maximales en proche surface. Ce sont des contraintes de compression fortes et qui varient peu sur les 80 μm de proche surface. Elles diminuent ensuite progressivement lorsque l'on s'éloigne de la surface. On observe environ

400 MPa de contraintes résiduelles à 150 μm et une contrainte de compression quasiment nulle vers 200 μm de profondeur. On observe sur la courbe un léger phénomène de traction juste en-dessous de la fin de la zone comprimée qui permet l'équilibre des efforts dans la pièce comme ce qui a pu être constaté sur la figure 2.38. Ces profondeurs et ces niveaux de contrainte de compression résiduelles sont importants pour comprendre l'impact du traitement de grenaillage sur les résultats du chapitre 4 et les liens entre profondeur d'un défaut et durée de vie associée.

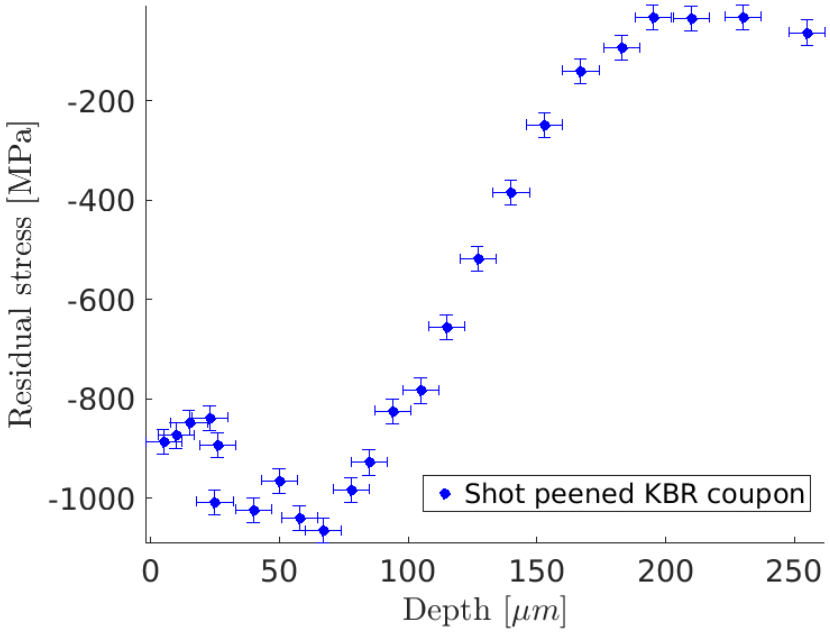


FIGURE 2.42 – Contraintes résiduelles principales en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR

On trace de la même manière sur la figure 2.43 les résultats obtenus en contraintes de cisaillement qui sont proche de 0 MPa quelle que soit la profondeur avec des valeurs et des incertitudes variant en proche surface à cause de la microstructure altérée à ces profondeurs.

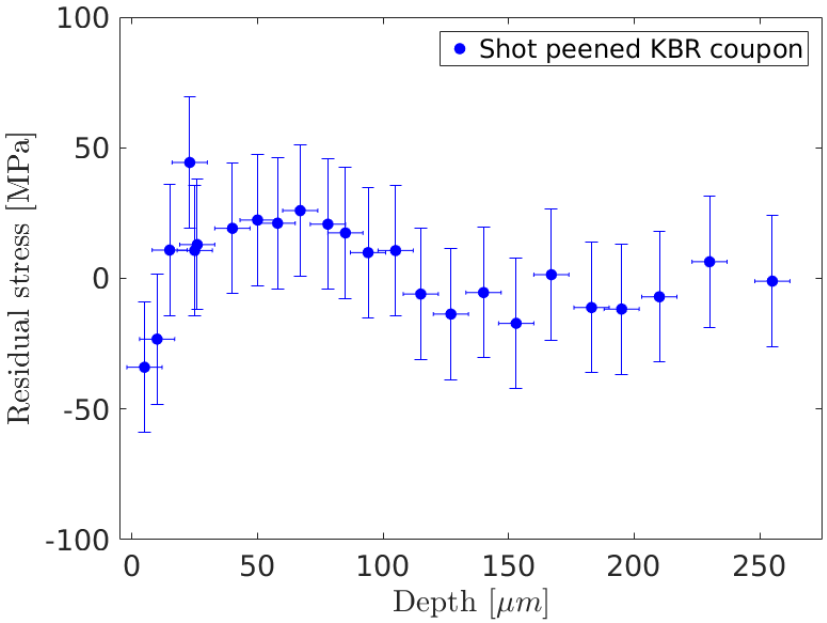


FIGURE 2.43 – Contraintes résiduelles de cisaillement en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR

La largeur des pics de diffraction moyenne est présentée en figure 2.44 et est cohérente avec les analyses de contraintes. Ces largeurs de pics sont deux fois plus importantes en très proche surface pour le grenaillage que pour les surfaces usinées. C'est le signe d'un impact plus important du grenaillage, sur la microstructure et sur la plastification des grains, par rapport à l'usinage. Les chocs ou les indentations successifs des billes sont plus impactants pour le matériau et impliquent plus de plasticité et plus de contraintes résiduelles que les chocs et arrachements de copeaux causés par l'usinage.

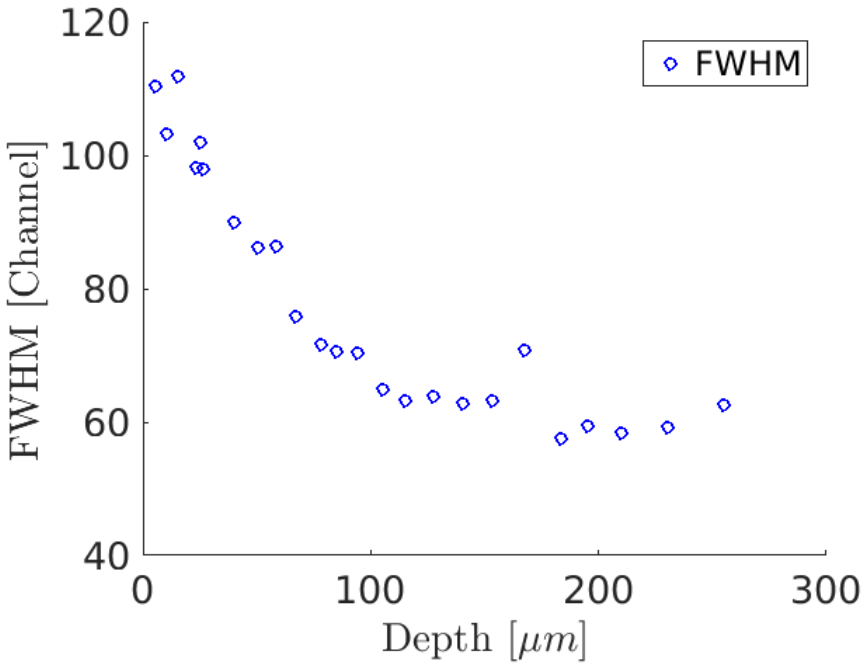


FIGURE 2.44 – Largeur des pics de diffraction en fonction de la profondeur sur la face des éprouvettes KBR

La figure 2.45 permet la comparaison entre l'état de contraintes résiduelles analysées après usinage sur les éprouvettes ci-dessus (en jaune) et après grenaillage en bleu. On remarque que le niveau de compression après grenaillage est 5 fois plus élevé qu'après usinage. De plus la profondeur impactée par les contraintes résiduelles de compression est beaucoup plus importante.

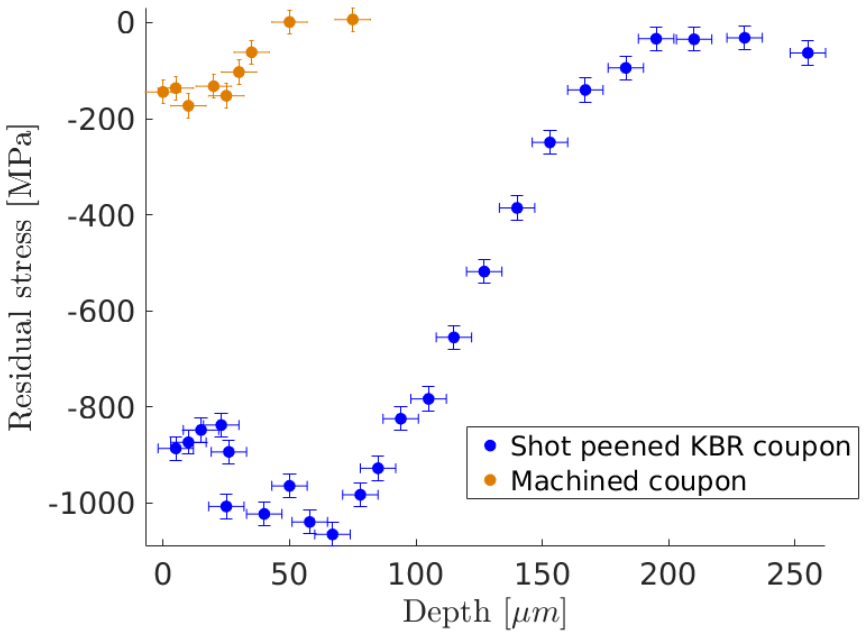


FIGURE 2.45 – Comparaison des analyses de contraintes sur éprouvettes usinée et grenaillée

Le grenaillage sur les surfaces planes des éprouvettes KBR remplit son objectif avec un état de compression résiduelle important en proche surface. On s'attend donc à un fort impact positif de cette étape de grenaillage sur la durée de vie des pièces en service ou des éprouvettes KBR. Dans le chapitre 4, des éprouvettes grenaillées et d'autres brutes d'usinage sont étudiées. La différence de contraintes résiduelles entre les deux familles sera un des facteurs déterminants de l'étude.

Une des caractéristiques de l'étude présentée dans le chapitre 4 est l'influence de la localisation du défaut sur sa criticité. On compare ici les contraintes résiduelles analysées en face d'éprouvette et en coin (figure 2.41(a-b)).

Les résultats obtenus dans les coins sont présentés en figure 2.46. On remarque tout d'abord que les niveaux de contraintes analysés sont plus faibles qu'en face avec des valeurs de 500 MPa de compression en proche surface qui ne varient pas jusqu'à 100 μm. Cela correspond aux observations de [Jun et Korsunsky, 2010] sur la pointe pour laquelle les contraintes résiduelles après grenaillage sont en compression sur les faces de la pointe et de traction en pointe. La géométrie d'un coin présente des bords qui ne permettent pas d'assurer la continuité des efforts de compression. Comme pour la pointe, on note une réduction des contraintes de compression dans les coins. Cependant aucune contrainte de traction n'a été observée. Plusieurs explications peuvent être données. Tout d'abord, le coin présente une géométrie moins singulière que la pointe, les contraintes de compression des faces attenantes sont plus faciles à compenser que pour une pointe. De plus, bien que les coins aient été isolés lors des analyses grâce à un masque ne laissant pas passer les rayons X, le volume d'analyse par DRX

moyenne les contraintes dans le coin et sur les proches surfaces attenantes qui sont elles en compression. Enfin, Le coin présente un congé de raccordement qui atténue la géométrie et les effets de type bords libres.

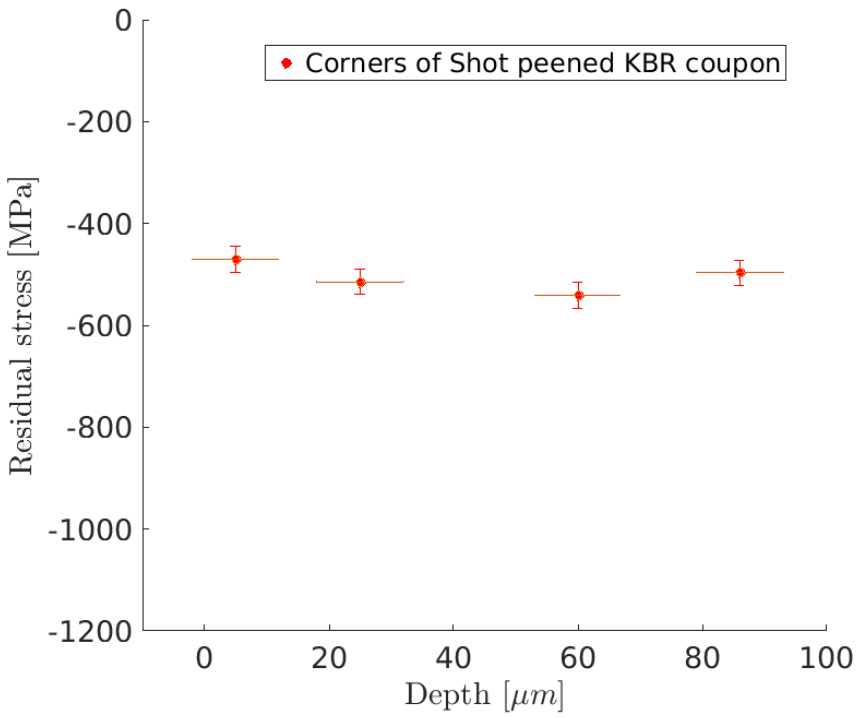


FIGURE 2.46 – Contraintes résiduelles en fonction de la profondeur sur le coin d'une éprouvette KBR

La figure 2.47 représente plusieurs analyses de contraintes pour la même éprouvette sur différents coins. L'intérêt est ici de connaître les variations de contraintes résiduelles que l'on peut observer dans les coins. La moyenne est de 550 MPa avec une valeur minimale de 300 MPa et une valeur maximale 800 MPa en compression. Ces variations peuvent s'expliquer par la microstructure de l'alliage et la présence de gros grains (cf. figure 2.3), mais aussi par des variations dans la qualité et la précision du masque.

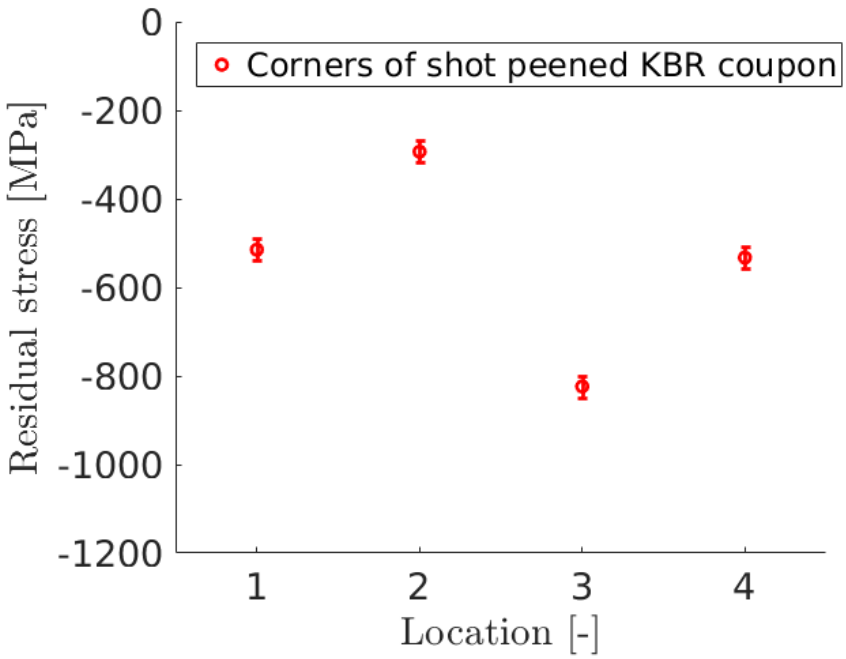


FIGURE 2.47 – Comparatif de contraintes résiduelles dans différents coins d'une éprouvette KBR

La comparaison des contraintes résiduelles atteste de leur diminution au niveau des coins des éprouvettes KBR par rapport aux faces. Avec des contraintes résiduelles de compression plus faibles, il s'agira de déterminer dans le chapitre 4 l'influence des coins sur la tenue en fatigue des éprouvettes.

2.3 Analyses de contraintes résiduelles sur éprouvettes KBR au synchrotron

La dernière partie de ce chapitre présente les travaux effectués à l'European Synchrotron Radiation Facility (ESRF, Grenoble, France). L'ensemble des manipulations et le post-traitement des analyses ont été possibles grâce à l'accueil et à l'aide de l'équipe de l'Institut Jean Lamour de Nancy.

L'objectif de ces mesures est multiple :

— analyser les contraintes résiduelles sur les éprouvettes KBR avec un volume de mesure plus important que celui étudié par un diffractomètre de laboratoire et déterminer le gradient de contraintes résiduelles lié au grenaillage grâce à l'utilisation de la forte énergie (88keV) ;

— obtenir des informations sur les contraintes résiduelles présentes dans la phase α (comme ce qui a été fait en laboratoire) mais aussi sur la phase β. Cette phase est difficile à analyser en laboratoire à cause de la taille millimétrique des grains β qui raréfie les diffraction de Bragg pour de petits volumes d'étude. L'acquisi-

tion d'une carte de diffraction par le synchrotron permet de palier partiellement ce problème (cf. figures 2.50).

Le dispositif de mesure est présenté en figures 2.48 et 2.49. Les échantillons analysés sont issus d'éprouvettes KBR grenaillées. Il s'agit de cubes de 6 mm de côté prélevés dans les zones utiles des éprouvettes. Cette dimension, maximale pour le dispositif expérimental, nous permet d'étudier plusieurs grains β millimétriques et de nombreux grains α pour chaque mesure. Des spectres de diffractions 2D comme ceux de la figure 2.50 sont enregistrés par la caméra. Chaque spectre correspond à une exposition de trois secondes aux rayons X. Des mesures ont été réalisées pour chaque face du cube et pour des profondeurs variant par pas de 25 μm grâce à une platine motorisée de précision. Le protocole suivi est décrit par [Geandier *et al.*, 2017].

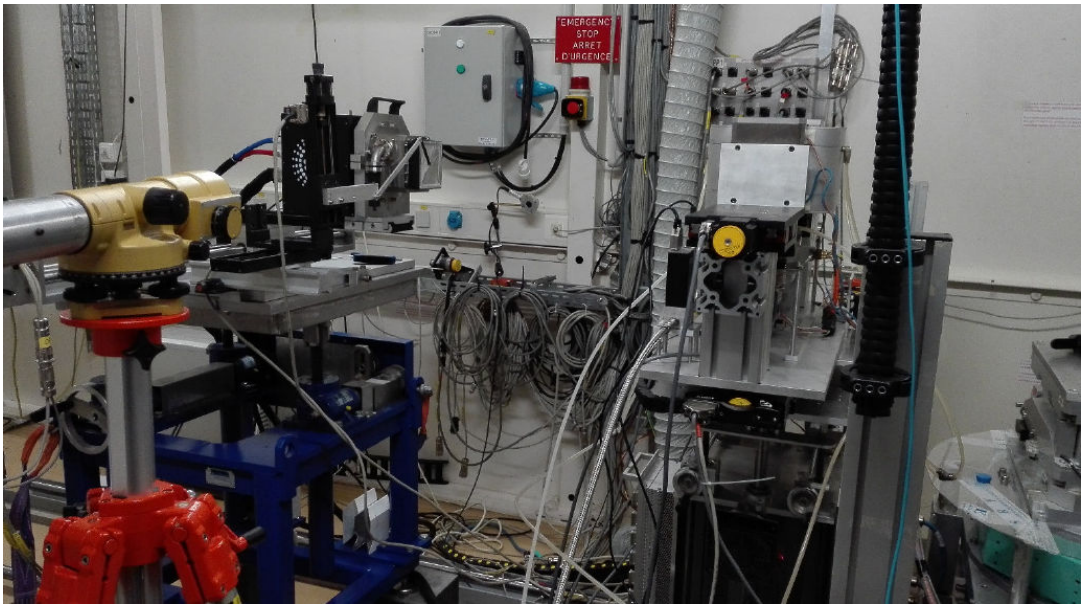
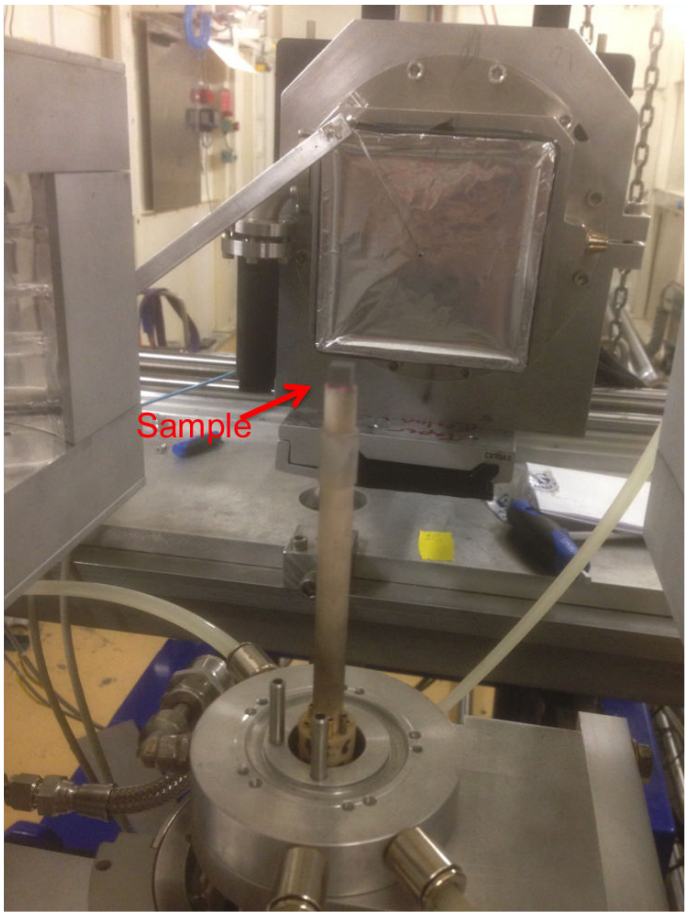
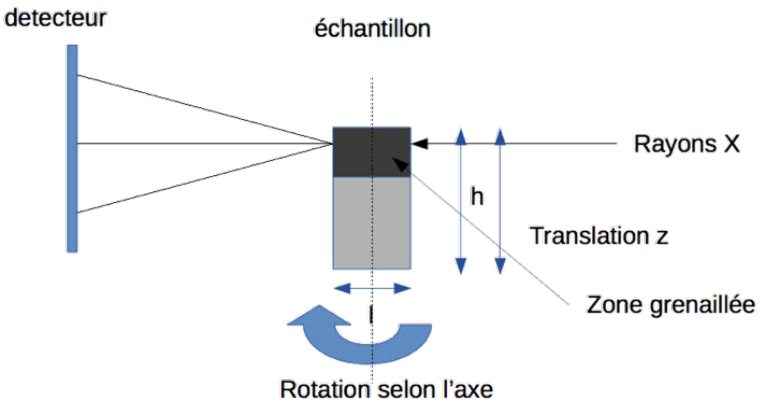


FIGURE 2.48 – Vue globale de la ligne ID11 de l'ESRF avec le montage permettant d'étudier l'échantillon



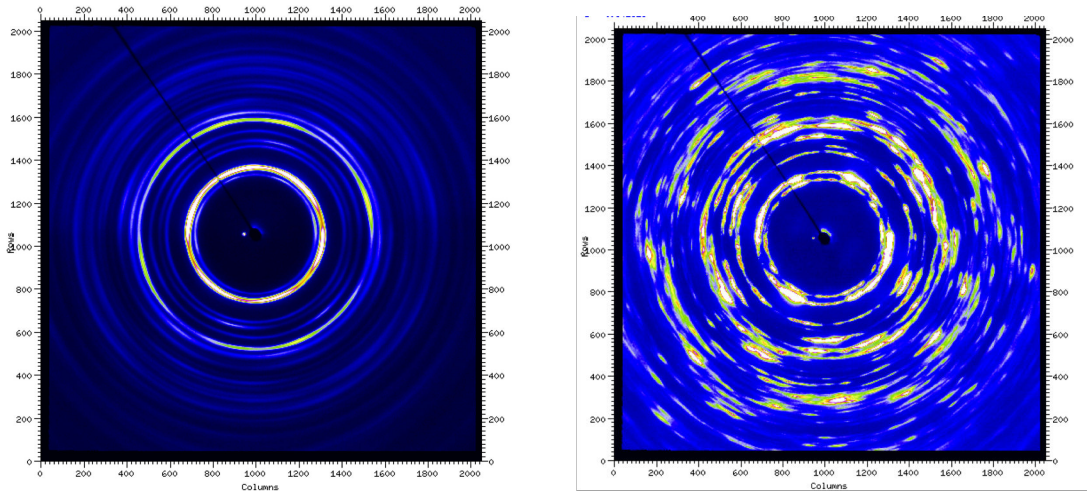
(a)



(b)

FIGURE 2.49 – (a) Montage de l'échantillon de 6 × 6 mm^2 sur la ligne ID11 de l'ESRF. (b) Schéma de l'échantillon par rapport aux rayons et au détecteur [Geandier *et al.*, 2017]

La figure 2.50 présente les anneaux de diffraction obtenus lors des mesures. Les anneaux de diffraction en proche surface (25 μm) en figure 2.50(a) sont beaucoup plus homogènes que ceux de la figure 2.50(b) enregistrés à une profondeur de 250 μm. Cela est dû au grenaillage de l'échantillon. En proche surface le grenaillage a plastifié, fragmenté et désorienté les gros grains β. Ainsi, pour le volume analysé par rayons X, un grand nombre de grains β diffractent aléatoirement dans toutes les directions. Lorsque l'on descend sous la surface de l'échantillon, on remarque que les cercles de diffraction sont moins homogènes. Le grenaillage est moins impactant pour la matière (cf. figure 2.42). A la profondeur de 250 μm, il existe des grains β non impactés par le grenaillage qui présentent des tailles de l'ordre du millimètre. Le volume diffractant n'est plus assez important pour obtenir un signal homogène. On se retrouve pour certaines orientation ψ dans les conditions de diffractions de Bragg et pas pour d'autres, d'où la non homogénéité de la figure de diffraction.



(a) (b)

FIGURE 2.50 – Figure de diffraction sur l'échantillon grenaillé de Ti5553. (a) Profondeur en subsurface de 25 μm. (b) Profondeur en subsurface de 250 μm

L'évaluation des contraintes résiduelles est réalisée via le logiciel PyFAI [Kieffer et Karkoulis, 2013] et un code maison. L'estimation de contraintes résiduelles dans la phase α est représentée par les points en bleu et celle de la phase β par les points en vert sur la figure 2.51. Cette estimation est basée sur l'étude de la pente des $sin^2\psi$ et de la contrainte $\sigma_\phi - \sigma_{33}$. Pour obtenir la contrainte principale σ_ϕ il faudrait déterminer les déformations ϵ_{33} normales à la surface puis la contrainte σ_{33} dans le volume analysé (σ_{33} n'est plus nulle lorsque l'on s'éloigne de la surface dans un matériau biphasée). Les calculs sont réalisés avec un paramètre $\frac{1}{2}S_2 = 11.9 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} pour la phase α et $\frac{1}{2}S_2 = 19.5 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} pour la phase β. Le paramètre de la phase β a été calculé d'après les valeurs de module d'Young et de coefficient de Poisson (res-

pectivement 70 GPa et 0,35) de la phase β pure d'un alliage Ti5553 polycristallin de la thèse de [Martin, 2012]. Il est à noter que de fortes variations existent dans la littérature quant aux caractéristiques mécaniques de la phase β pure. Dans la thèse de [Herbig, 2011], les valeurs du module d'Young et du coefficient de Poisson sont respectivement de 113 GPa et 0,34 et $\frac{1}{2}S_2 = 11.9 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} ou encore $E_\beta = 99$ GPa et $\nu_\beta = 0,38$ et $\frac{1}{2}S_2 = 14 \times 10^{-6}$ MPa^{-1} dans les articles [Fréour *et al.*, 2002, Fréour *et al.*, 2011]. Le choix des paramètres matériaux a une forte influence sur le niveau de contraintes résiduelles obtenu. Les données de contraintes résiduelles qui suivent sont donc données à titre indicatif.

L'évolution des contraintes résiduelles dans les deux phases en fonction de la profondeur est cohérente et similaire. Ces observations correspondent à celles réalisées en laboratoire (figure 2.42), les contraintes sont maximales pour une profondeur de 75 μm puis diminuent pour s'annuler à des profondeurs de 125 μm. Bien que le signal soit particulièrement bruité, et que l'on considère la contrainte $\sigma_\phi - \sigma_{33}$, on remarque des niveaux de contraintes différents dans les deux phases. Les contraintes résiduelles de la phase α présentent un pic de contraintes de compression d'environ 800 MPa alors que dans la phase β le pic est atteint pour une contrainte résiduelle d'environ 1000 MPa (ces estimations de contraintes ne sont qu'indicatives). On remarque une plus grande dispersion des valeurs de contraintes analysées dans la phase β, un phénomène qui s'explique par la moindre homogénéité de la microstructure β dans le volume diffractant.

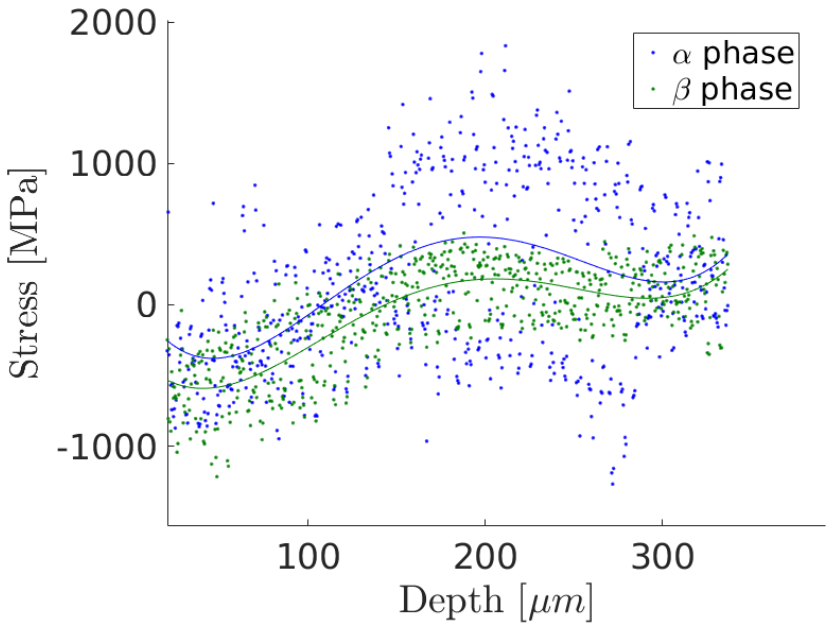


FIGURE 2.51 – Contraintes résiduelles ($\sigma_\phi - \sigma_{33}$) en fonction de la profondeur sur la face d'une éprouvette KBR grenaillée

Deux autres éprouvettes ont été analysées au cours de cette campagne au synchrotron. L'objectif était de déterminer l'évolution des contraintes résiduelles suite à des chargements de fatigue. En effet, les chargements cycliques répétés font intervenir les mêmes mécanismes de plasticité que le grenaillage. Les travaux [Guillemot, 2010] illustrés par la figure 2.52 montrent l'évolution des contraintes résiduelles au cours d'un essai dans un acier pour des chargements proches de la limite d'endurance. On remarque une diminution des contraintes résiduelles au cours des cycles ainsi qu'une diminution de la profondeur affectée par les contraintes résiduelles de compression.

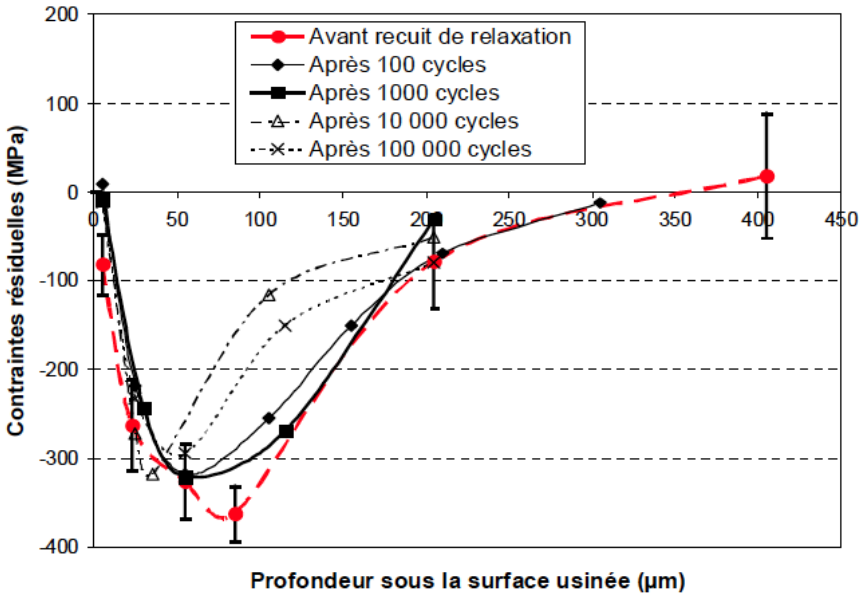


FIGURE 2.52 – Evolution des contraintes résiduelles pour une éprouvette en acier testée pour $R_\sigma = 0,1$ à 700 MPa une valeur de contrainte proche de la limite d'endurance à deux millions de cycles pour cet acier [Guillemot, 2010]

Deux éprouvettes KBR ont été analysées au synchrotron :

— une éprouvette grenaillée et cyclée à 1100 MPa pendant 18000 cycles ;

— une éprouvette grenaillée et cyclée à 450 MPa durant 800000 cycles.

Les résultats sur ces éprouvettes sont beaucoup moins exploitables que les précédents. Il ne semble plus y avoir de contraintes résiduelles dans l'éprouvette ayant subi les cycles à 1100 MPa. Ce niveau de contraintes est proche de la limite d'endurance de l'alliage de titane Ti5553 et proche des contraintes résiduelles imposées par le grenaillage. D'après les observations de [Guillemot, 2010] il semblerait que l'on soit dans un domaine de relaxation des contraintes résiduelles. Cela explique la diminution des contraintes résiduelles observée lors d'un cyclage à 1100 MPa. Pour une amplitude de chargement de 450 MPa, les contraintes résiduelles n'ont pas évolué de manière significative. Pour les pièces en service, cela est intéressant. Lorsque les chargements sont éloignées de la limite d'endurance, les contraintes résiduelles induites par grenaillage ne semblent pas affectées par les cycles de chargement. Pour des pièces en service, il

s'agira d'être vigilent en cas de chargement exceptionnel des structures qui pourraient conduire à une relaxation des contraintes résiduelles.

3 Conclusion

L'intégrité de surface et notamment les contraintes résiduelles jouent un rôle important dans la tenue en fatigue des pièces [Wagner et Luetjering, 1996, Guillemot, 2010, Duval, 2013]. Cela est vérifié pour la tenue en fatigue de pièces présentant des géométries complexes (coins, arêtes, faces) avec des défauts dans le chapitre 4. Les contraintes résiduelles sur des échantillons en titane Ti5553 sont donc des paramètres qu'il est important de savoir quantifier. Dans ce chapitre, nous avons mis en place un protocole de mesure et d'analyse de contraintes avec un diffractomètre de laboratoire (méthode χ) dans la phase α de l'alliage de titane biphasé Ti5553. Les alliages de titane, et en particulier les alliages biphasés, sont connus pour la difficulté qu'ils présentent pour la diffraction des rayons-X. La faible intensité du pic de diffraction ainsi que la présence d'un bruit de fond important perturbent les analyses de contraintes. Les méthodes intégrées utilisées dans les codes de CIN [Leclerc *et al.*, 2009] ont été mises en place pour le traitement des diffractogrammes lors d'analyses de contraintes in-situ puis de contraintes résiduelles. Ces techniques se sont avérées efficaces pour traiter les diffractogrammes bruités obtenus sur cet alliage. Le protocole de validation des analyses de contraintes par test de traction in-situ réalisé ici est une technique plus originale que l'utilisation d'un échantillon étalon (poudre, etc). Cette technique d'étalonnage est intéressante pour les alliages à microstructures complexes pour lesquels il n'existe pas d'échantillon étalon (la nuance Ti5553 est concernée). Elle permet de valider ou d'adapter les valeurs des paramètres élastiques de diffraction (XEC) pour le matériau. On peut ainsi déterminer précisément les contraintes pour différentes nuances de matériaux.

Le protocole d'analyse de contraintes a ensuite été utilisé pour l'étude de contraintes résiduelles sur différentes éprouvettes en Ti5553 :

— Des éprouvettes usinées avec différentes conditions de coupe. On obtient des résultats de contraintes résiduelles d'environ 200 MPa en compression maximale en proche surface pour ces surfaces usinées. On observe que plus les conditions de coupe sont sévères plus les contraintes résiduelles sont élevées dans le matériau ;

— les éprouvettes KBR (objet du chapitre 4). On estime les contraintes résiduelles en face des éprouvettes après grenaillage à 1050 MPa en compression. Les contraintes en coin pour des éprouvettes grenaillées sont quant à elle beaucoup plus faibles (500 MPa).

L'analyse de contraintes résiduelles sur un goniomètre en méthode χ pour l'alliage de titane Ti5553 est limitée à l'étude de la phase α. Pour connaître les contraintes au sein de la phase β des analyses au synchrotron ont été réalisées. Malgré la difficulté que présente cet alliage de titane pour une étude au synchrotron, les premières analyses

de contraintes résiduelles sur la phase β sont cohérentes avec celles de la phase α. On semble distinguer une relaxation des contraintes lors d'analyse sur des échantillons ayant subi des cycles de chargement à des contraintes proches de la limite élastique.

Les contraintes résiduelles jouent un rôle dans la tenue en fatigue des pièces car elles retardent l'amorçage et ralentissent la propagation des fissures en surface. Il s'agit maintenant de déterminer comment se comporte l'alliage Ti5553 lors des phases de propagation d'une fissure. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 3

Caractérisation de la propagation de fissure dans l'alliage Ti5553

1 Configuration expérimentale

Dans cette partie, nous abordons les caractéristiques de propagation de fissure. La connaissance de la phase de propagation dans l'alliage de titane est importante lors de la détection d'un défaut en service qui a commencé à fissurer. Cela permet de prévoir une durée de vie associée à la propagation à partir d'une taille de défaut détectable avant que la fissure ne devienne trop importante et ne provoque la ruine de la pièce. Des éprouvettes de caractérisation de propagation en contraintes planes avec une amorce au centre de l'éprouvette appelée Middle Tension specimen (M(T)), voir figure 3.1 ont été dessinées d'après la norme américaine [AST, 2015]. Ces éprouvettes ont été extraites suivant le plan de prélèvement de la figure 1.18 dans la tige coulissante de la figure 1.17.

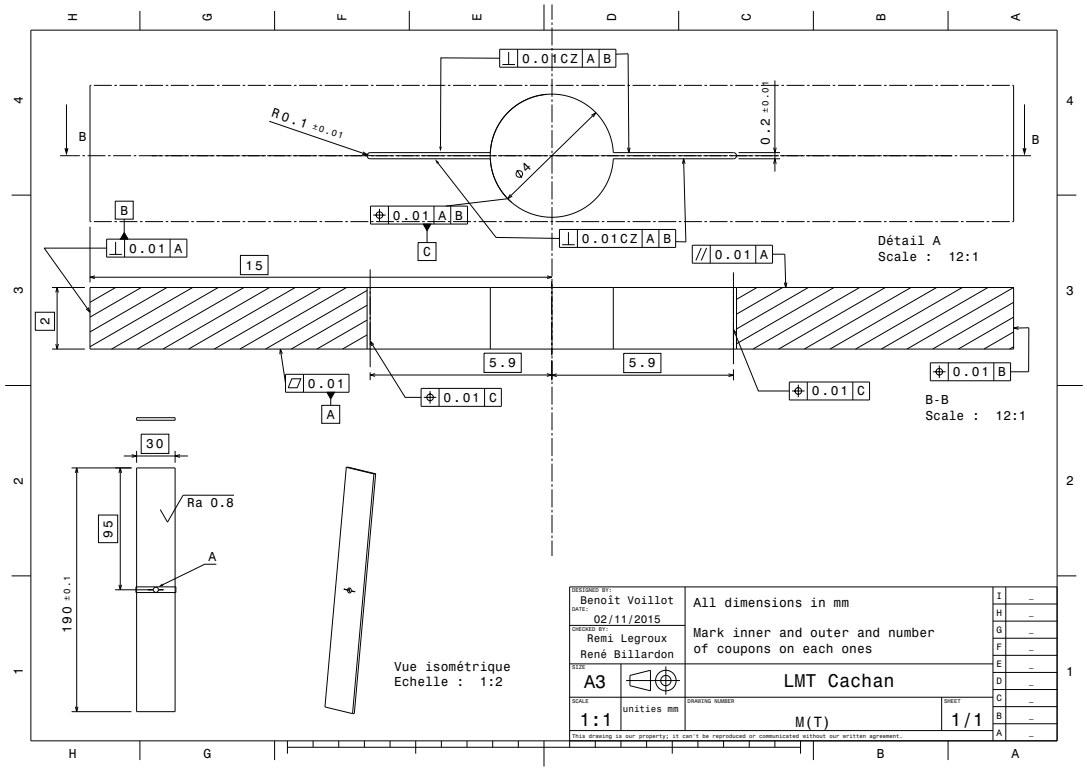
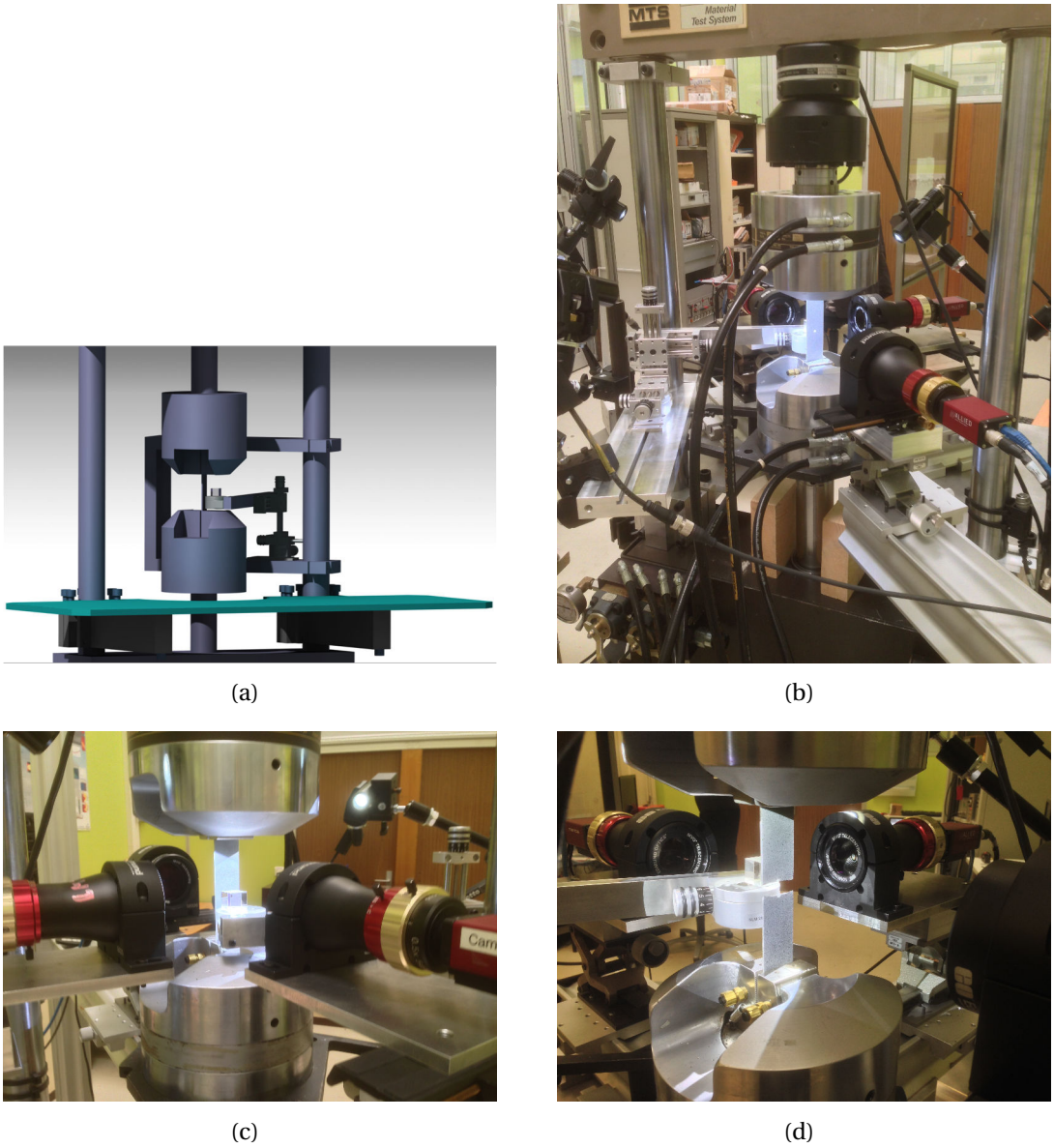


FIGURE 3.1 – Plan de l'éprouvette M(T)

Plusieurs essais ont été réalisés pour déterminer l'avance de fissure par nombre de cycles en fonction de la contrainte maximale et du rapport de charge. Les essais de caractérisation sont réalisés sur la machine de traction 10 t utilisée dans les chapitres 1 et 4. Ils sont multi-instrumentés (figure 3.2) pour obtenir un maximum d'information. Le banc d'essai est équipé avec :

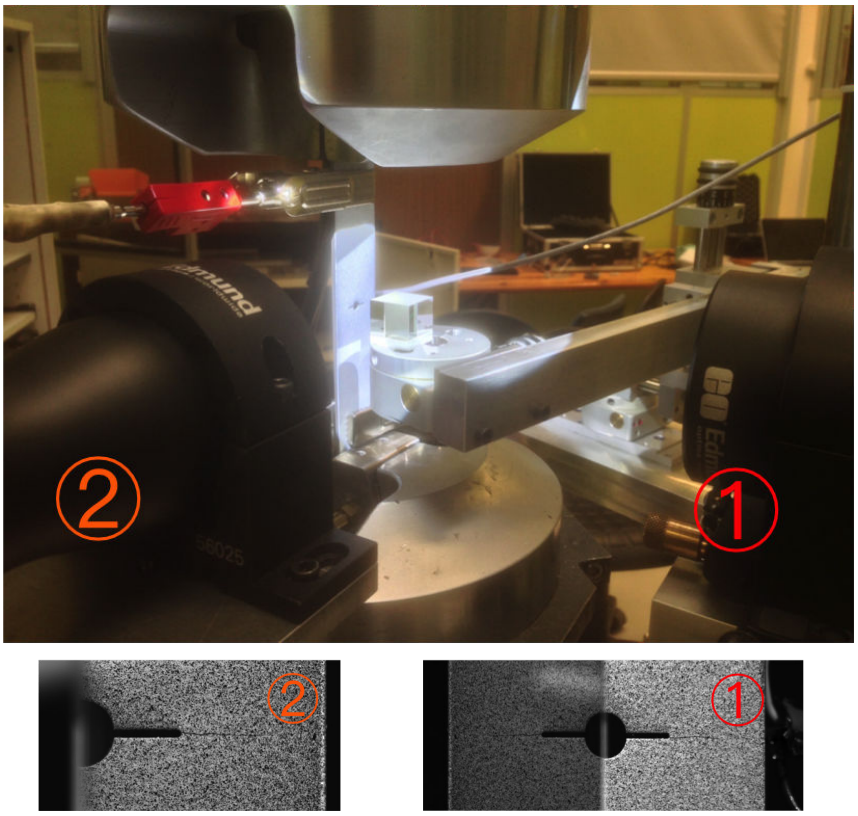
- 2 caméras :
  - 1 caméra globale couvrant l'intégralité de la largeur de l'éprouvette munie d'un objectif télécentrique G 0.25 (figure 3.3(b)) ;
  - une caméra munie d'un objectif télécentrique G 0.5 zoomant sur une pointe de fissure qui acquiert l'image par l'intermédiaire d'un cube séparateur (figure 3.3(c)) ;
- un suivi par différence de potentiel électrique de part et d'autre de la fissure ;
- une analyse métallographique post-mortem des fronts de fissure.



(a) (b)

(c) (d)

FIGURE 3.2 – (a) Modèle CAO du montage de l'essai de propagation. (b-c) Vue globale du banc d'essai de propagation multi-instrumenté (support et cube séparateur, jusqu'à trois caméras photographiant la zone utile de l'éprouvette). (d) Photographie de l'essai après rupture de l'éprouvette



(a) (b)

FIGURE 3.3 – Montage des caméras autour de l'éprouvette M(T) et images acquises. (a) Vue globale de l'éprouvette. La taille physique du pixel est de 6.1 μm. (b) Vue locale de l'amorce de fissure gauche renvoyée par le cube. La taille physique du pixel est de 12.2 μm

Pour faciliter l'analyse métallographique après rupture, une procédure de marquage du front de fissure a été mise en place [Milella, 2013]. Cette procédure consiste à réduire le rapport de charge de $R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max} = 0,1$ à $R_\sigma = 0,7$, tout en conservant la contrainte maximale constante, comme illustré sur la figure 3.4 pour des nombres de cycles connus. L'objectif est de détecter pour des analyses de faciès de rupture post-mortem des lignes dues aux cycles à $R_\sigma = 0,7$ entre les différents blocs de cycles à $R_\sigma = 0,1$. Tous les dix mille cycles, un bloc de 100 cycles à un rapport de charge $R_\sigma = 0,7$ est réalisé.

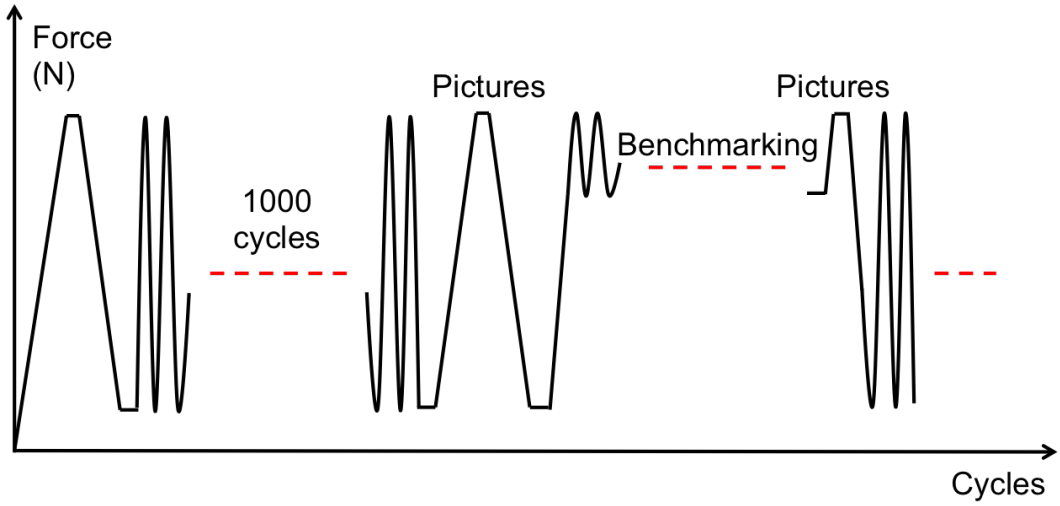
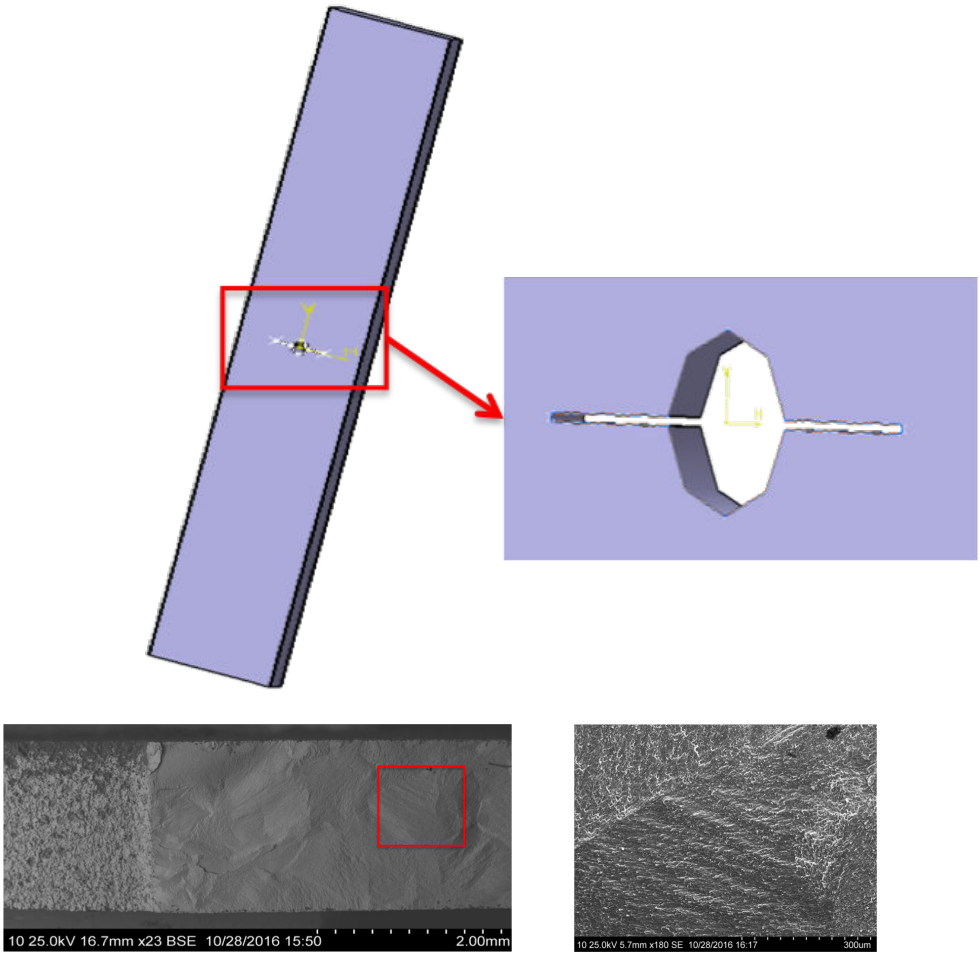


FIGURE 3.4 – Procédure avec changement du rapport de charge pour marquer le front de fissure

On remarque sur les figures 3.6 et 3.5 que les stries de fatigue ne sont pas ou peu visibles sur les micrographies. Sur la figure 3.5(a) et sur le zoom qui l'accompagne (figure 3.5(b)), des lignes qui pourraient s'apparenter à des stries sont observables. Cependant, ces stries sont espacées de plusieurs dizaines de micromètres, un espacement beaucoup plus important que les espacements submicrométriques attendus. Les marquages sont quant à eux absents sur le faciès de rupture. Cela rend impossible la détermination de la distance de propagation par nombre de cycles sur les éprouvettes pour l'alliage de titane Ti5553 [Bathias *et al.*, 1980].



(a) (b)

FIGURE 3.5 – Modèle CAO de l'éprouvette M(T). (a) Micrographie du faciès de rupture de l'éprouvette M1. Un agrandissement du carré en rouge est présenté en (b)

La figure 3.6 présente une cartographie EBSD associée aux micrographies du faciès de rupture. Les grains β sont visibles et correspondent à des changements d'orientation sur la carte EBSD. L'orientation des grains β les uns par rapport aux autres joue un rôle dans le phénomène de propagation. Cette observation est cohérente avec les faciès de rupture observés dans d'autres travaux sur le même alliage de titane [Castany *et al.*, 2007, Bettaieb *et al.*, 2013, Duval, 2013, Cox *et al.*, 2015].

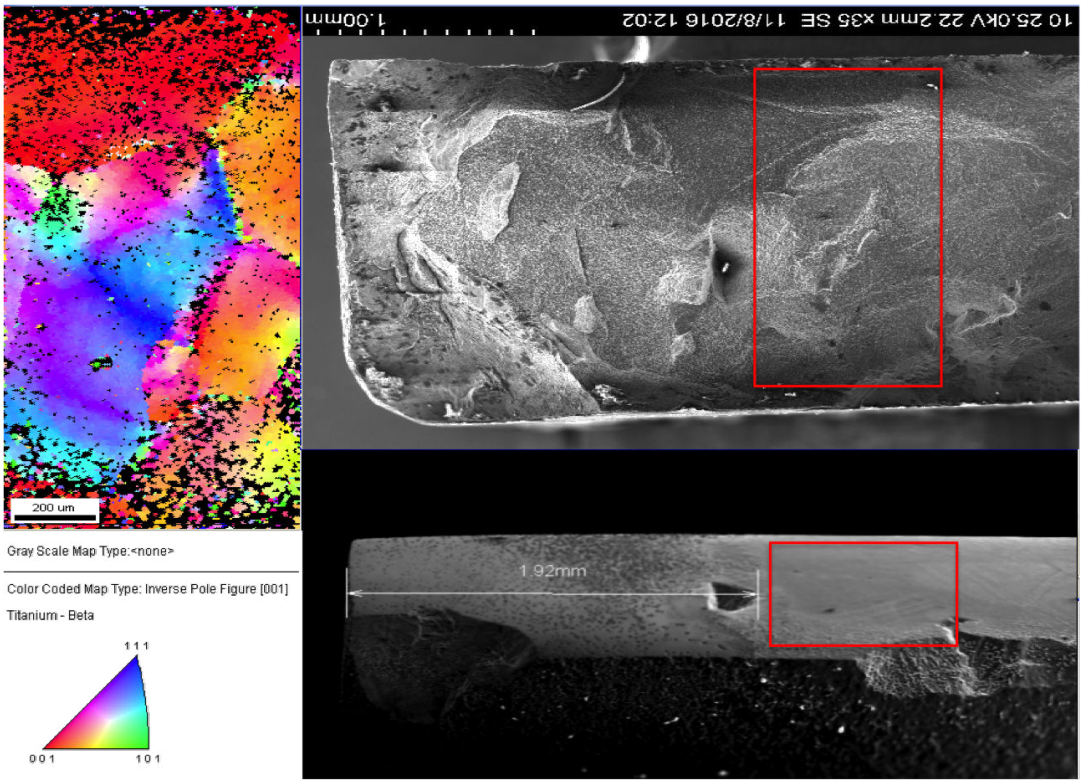


FIGURE 3.6 – Image EBSD et micrographie du faciès de rupture de l'éprouvette M1

2 Essai de propagation sur les éprouvettes M1 et M4

Les analyses post-mortem étant difficilement exploitables, il s'agit donc de se focaliser sur les autres moyens de détection de la propagation de fissure mis en place autour de l'essai. Le montage est équipé d'un suiveur de fissure par potentiel électrique. Ce dispositif mis au point par [Barnett et Troiano, 1955] fournit une indication par variation de potentiel de part et d'autre du défaut central lorsque le front de fissure avance. La figure 3.7 illustre l'évolution du potentiel électrique lors de l'essai due à la propagation de la fissure. On remarque une évolution dès les premiers cycles. Il y a donc eu une propagation de fissure à partir du défaut central dès les premiers cycles de chargement.

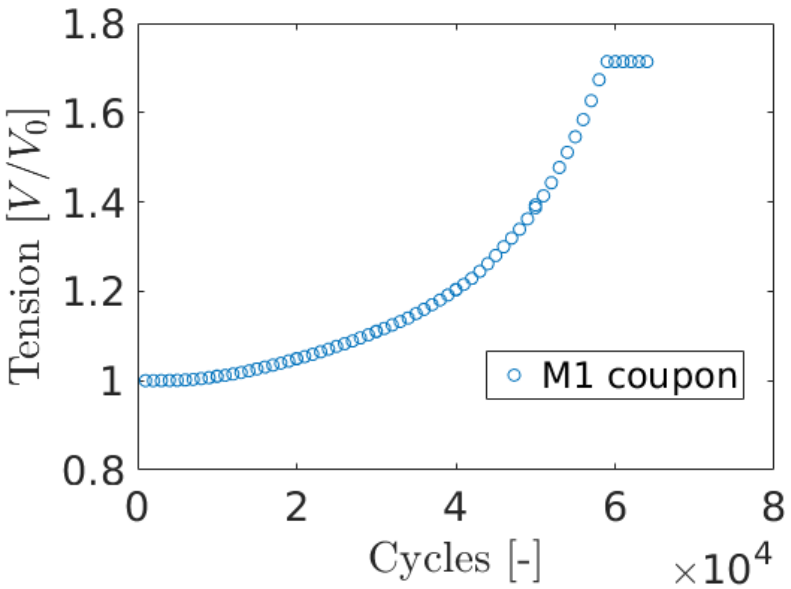


FIGURE 3.7 – Evolution du potentiel électrique adimensionné au cours des cycles lors de la propagation de la fissure dans l'éprouvette M1

Dans le cas de l'éprouvette M2 le défaut central n'a pas propagé. Les contraintes appliquées au cours de l'essai n'étaient pas suffisantes pour provoquer l'amorçage. On observe une quasi-stabilité du potentiel électrique après la phase de déformation initiale du défaut (figure 3.8).

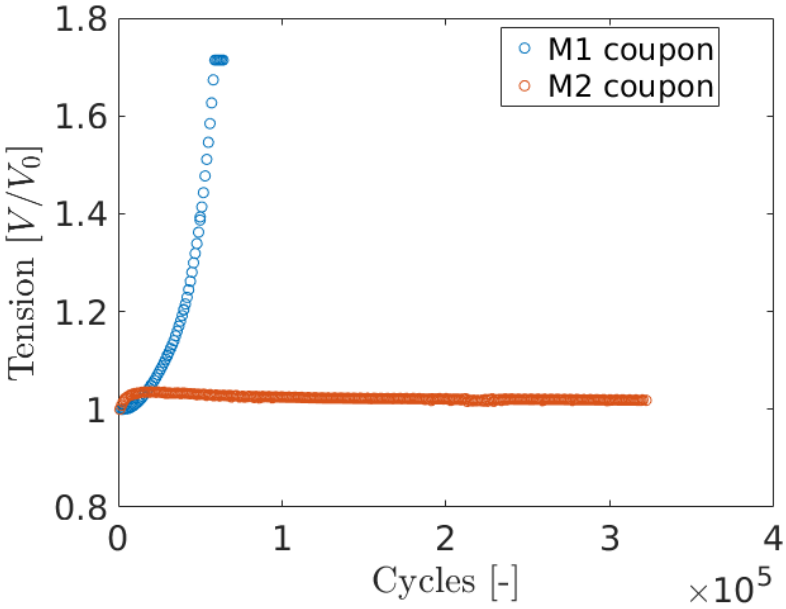


FIGURE 3.8 – Evolution du potentiel électrique adimensionné au cours des cycles lorsque la fissure ne se propage pas (éprouvette M2)

Enfin la courbe violette (éprouvette M4) de la figure 3.9 représente la propagation d'une fissure qui s'est amorcée puis dont la propagation a été interrompue par une diminution de l'amplitude de chargement. On procède en fin d'essai à une réaugmentation de cette amplitude maximale pour mener l'éprouvette à rupture. La mesure électrique est cohérente avec l'historique de chargement.

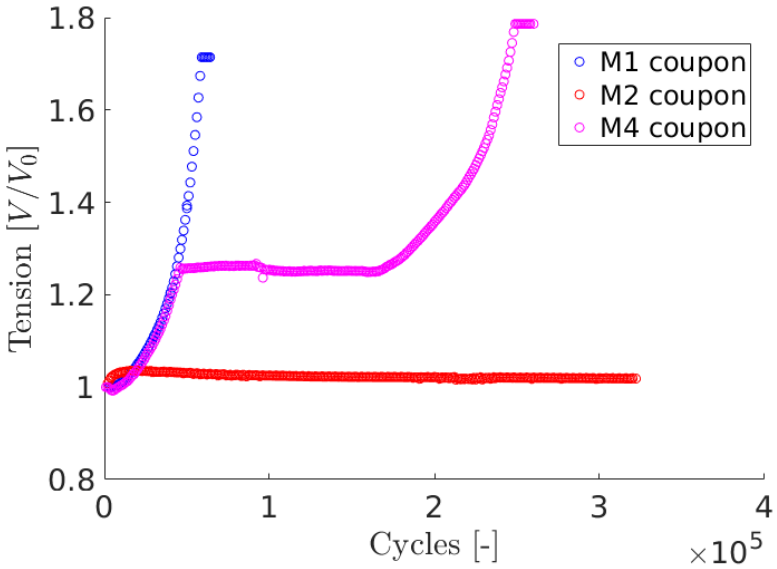


FIGURE 3.9 – Suivi par différence de potentiel électrique d'essais de propagation

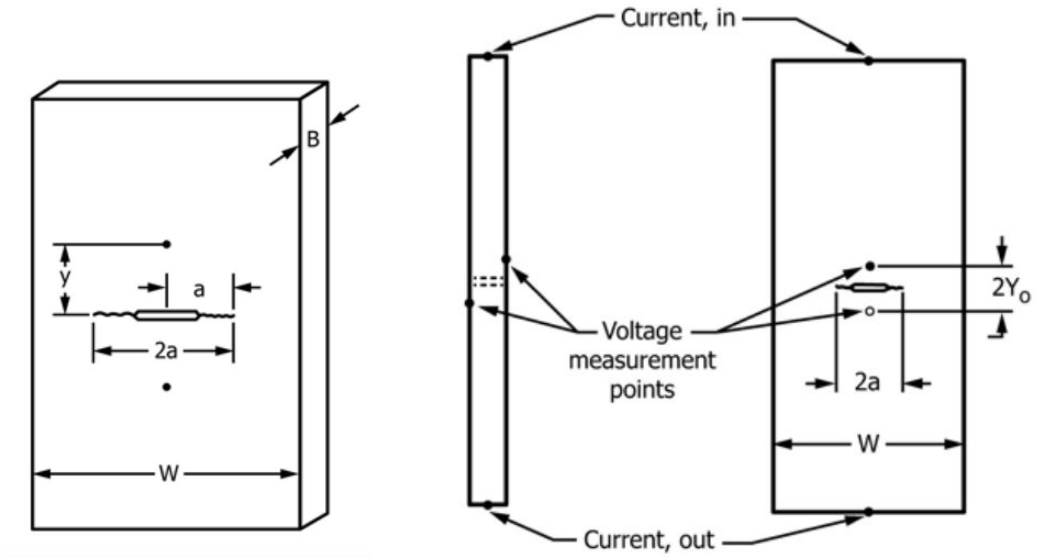
Pour obtenir une estimation quantitative de l'avancée de la fissure il existe plusieurs procédures liant une variation de potentiel électrique à une distance de propagation de fissure. L'une des plus utilisées est l'étalonnage expérimental du suiveur de fissure qui consiste à observer le faciès post-mortem de rupture et à relier un nombre de cycles à une distance de propagation de la pointe de fissure grâce aux stries de fatigue que l'on peut communément observer sur les micrographies [Milella, 2013]. Or comme illustré par la figure 3.5 et les paragraphes ci-dessus il est parfois difficile de déceler les cycles de marquage ou les stries de fatigue par cycle sur le faciès de rupture de l'alliage de titane Ti5553.

La norme [AST, 2015] propose une méthode d'étalonnage analytique du suiveur de fissure grâce aux transformations conformes du parcours du courant électrique correspondant aux lignes d'isocontraintes. La formule mise au point par [Johnson, 1965] permet de relier le potentiel électrique à une longueur de fissure pour une géométrie d'éprouvette plane présentant une amorce de fissure droite centrale

$$a = \frac{W}{\pi}.\arccos\left(\frac{\cosh\left(\frac{\pi Y_0}{W}\right)}{\cosh\left(\frac{\Delta V}{\Delta V_0}\operatorname{arcosh}\left(\frac{\cosh\left(\frac{\pi Y_0}{W}\right)}{\cos\left(\frac{\pi a_0}{W}\right)}\right)\right)}\right) \tag{3.1}$$

$$\text{pour } 0 \leqslant \frac{2a}{W} \leqslant 1$$

où la largeur de l'éprouvette est notée W, la longueur de la fissure vaut $2a$ et la valeur de la longueur initiale de la fissure s'écrit $2a_0$. Les deux prises de potentiel sont effectuées de part et d'autre de la fissure chacune à une distance Y_0. La différence de potentiel entre les deux points de mesure est notée ΔV et vaut ΔV_0 initialement. Les notations sont illustrées sur la figure 3.10.



(a) (b)

FIGURE 3.10 – Notation pour le traitement analytique du suivi de fissure par potentiel électrique [AST, 2015]

Les caméras positionnées lors de l'essai qui enregistrent les images de la figure 3.11 permettent également d'obtenir une évaluation de la longueur de fissure grâce à une procédure de CIN intégrée [Hamam *et al.*, 2007, Roux *et al.*, 2009, Roux *et al.*, 2012, Réthoré, 2015, Vargas *et al.*, 2016]. Le détail de cette opération est présenté ci-dessous.

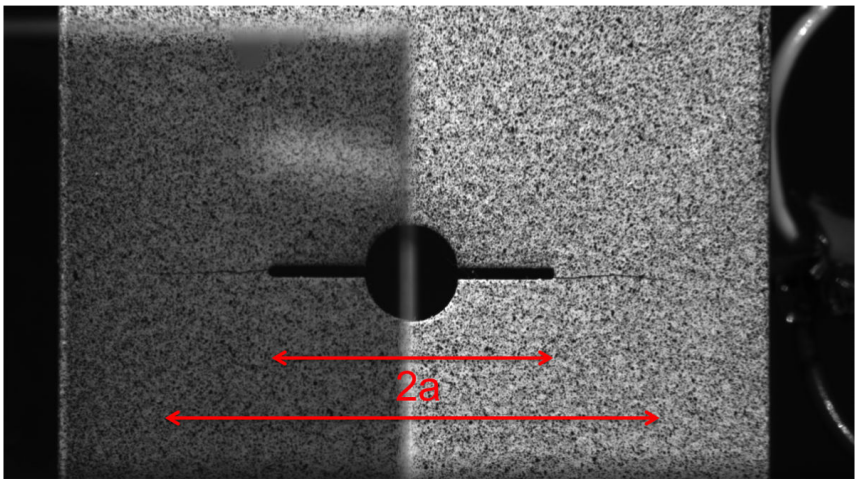


FIGURE 3.11 – Evolution lors de l'essai de la longueur de fissure au cours de l'essai de propagation

Connaissant la longueur de la fissure, il est possible d'estimer le facteur d'intensité des contraintes ΔK_I analytiquement en connaissant la géométrie de la pièce et

les chargements appliqués. Plusieurs modèles analytiques sont proposés dans la littérature [Irwin, 1957, Feddersen, 1966]. Nous retiendrons celui de [Tada *et al.*, 1973] repris par la norme [AST, 2015]. L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK_1 en fonction de l'amplitude de chargement $\Delta\sigma$, de l'épaisseur de l'éprouvette B, de sa largeur W et de la longueur de fissure a s'écrit

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \tag{3.2}$$

$$\Delta K_1 = \frac{\Delta\sigma}{B}\sqrt{\frac{\pi a}{W^2}\sec\left(\frac{\pi a}{4W}\right)} \tag{3.3}$$

On confronte les différents moyens mis en place sur l'essai en comparant les différentes informations qu'ils procurent. Chaque technique à une résolution qui lui est propre, des avantages et des inconvénients. Le suiveur de fissure donne une information moyenne et globale assez pauvre mais stable tout autour du défaut [AST, 2015] alors que la CIN permet d'accéder à une information uniquement de surface mais beaucoup plus riche qui permet de dissocier l'influence des différents modes de propagation de fissure lors de l'essai ainsi que d'estimer de nombreux paramètres de la fissuration grâce à la mesure de champ. Les calculs de corrélation d'image ont été effectués via Correli 3.0 et l'implémentation des séries de Williams [Vargas *et al.*, 2016].

Comme on l'a vu dans le chapitre 1 la CIN permet de réaliser des mesures quantitatives de champs de déplacement grâce à la prise d'images lors d'un essai. Dans la littérature, l'utilisation de la corrélation pour le suivi d'essai de propagation de fissure est variée. La première utilisation [McNeill *et al.*, 1987], la plus simple, consiste à repérer manuellement la pointe de fissure. Plusieurs techniques [Abanto-Bueno et Lambros, 2002, Hild et Roux, 2006b, Hamam *et al.*, 2007, Du *et al.*, 2011] utilisent la CIN à différents niveaux de maturité pour extraire des informations sur la longueur de fissure ou les facteurs d'intensité des contraintes. Le post-traitement se fait soit analytiquement après étude plus ou moins automatisée des images [McNeill *et al.*, 1987] soit via l'utilisation de solution en élasticité directement intégrées dans la procédure de CIN [Hamam *et al.*, 2007, Roux *et al.*, 2009, Roux *et al.*, 2012, Réthoré, 2015]. Les solutions intégrées dans le code de CIN que nous utilisons sont les séries de [Williams, 1957]. L'objectif de ces analyses est l'utilisation d'un grand nombre d'informations contenues dans les images pour obtenir finalement peu de quantités d'intérêt. Alors que les premiers travaux se basaient uniquement sur une détection de la pointe de fissure, il s'agit ici d'utiliser l'information sur tout un champ en amont de la fissure pour déterminer les caractéristiques de la fissuration [Roux et Hild, 2006, Henninger *et al.*, 2010, Mathieu *et al.*, 2012]. La longueur de la fissure, les différents facteurs d'intensité des contraintes (modes I et II) ainsi que les dimensions de la zone plastique en pointe de fissure sont toutes des inconnues du problème de minimisation [Vargas *et al.*, 2016]. Les champs de déplacements à proximité de la fissure s'écrivent

$$\boldsymbol{u}_(z) = \sum_n [\omega_{\boldsymbol{n}}\boldsymbol{\Omega}_n(z) + \upsilon_{\boldsymbol{n}}\boldsymbol{\Gamma}_{\boldsymbol{n}}(z)] \tag{3.4}$$

dans le cas du mode I on écrit

$$\mathbf{\Omega}_n(z) = \frac{(-1)^{(1-n)/2}}{2\mu\sqrt{2\pi}} r^{n/2} \left[\kappa \exp\left(\frac{in\theta}{2}\right) - \frac{n}{2} \exp\left(\frac{i(4-n)\theta}{2}\right) + \left((-1)^n + \frac{n}{2}\right) \exp\left(-\frac{in\theta}{2}\right) \right] \tag{3.5}$$

et pour le mode II

$$\mathbf{\Gamma}_n(z) = \frac{i(-1)^{(1-n)/2}}{2\mu\sqrt{2\pi}} r^{n/2} \left[\kappa \exp\left(\frac{in\theta}{2}\right) + \frac{n}{2} \exp\left(\frac{i(4-n)\theta}{2}\right) + \left((-1)^n - \frac{n}{2}\right) \exp\left(-\frac{in\theta}{2}\right) \right] \tag{3.6}$$

où $z(r,\theta)$ est la position dans le repère lié à la pointe de fissure en fonction de la distance à la pointe r et à l'angle par rapport à l'axe de la fissure θ, μ le coefficient de Lamé, et κ un paramètre sans dimension dépendant du coefficient de Poisson tel que $\kappa = (3-\nu)/(1+\nu)$ dans l'hypothèse de contraintes planes. Ainsi l'ordre $n = -1$ des champs de Williams permet de déterminer la position de la pointe de fissure. L'ordre $n = 0$ donne accès au mouvement de corps rigide de la pointe de la fissure et de l'éprouvette observée. L'ordre $n = 1$ correspond aux facteurs d'intensité des contraintes K_I et K_{II}, l'ordre 2 correspond à la contraintes T et à la rotation de corps rigide et l'ordre -3 est la taille de la zone plastique en pointe de fissure. [Hamam *et al.*, 2007] explicitent la procédure de dépouillement permettant d'obtenir l'ensemble des paramètres du problème de propagation lors du dépouillement d'un essai cyclique avec propagation de fissure. Cette écriture des champs de déplacements n'est valable que proche de la pointe de la fissure en excluant la zone de plasticité en pointe de fissure. Sur les images, cela se traduit par l'utilisation de "Packmen" permettant de travailler sur la zone concernée par les champs de Williams. La figure 3.12 illustre les résidus à convergence des Packmen au niveau des deux pointes de fissure après calcul de corrélation.

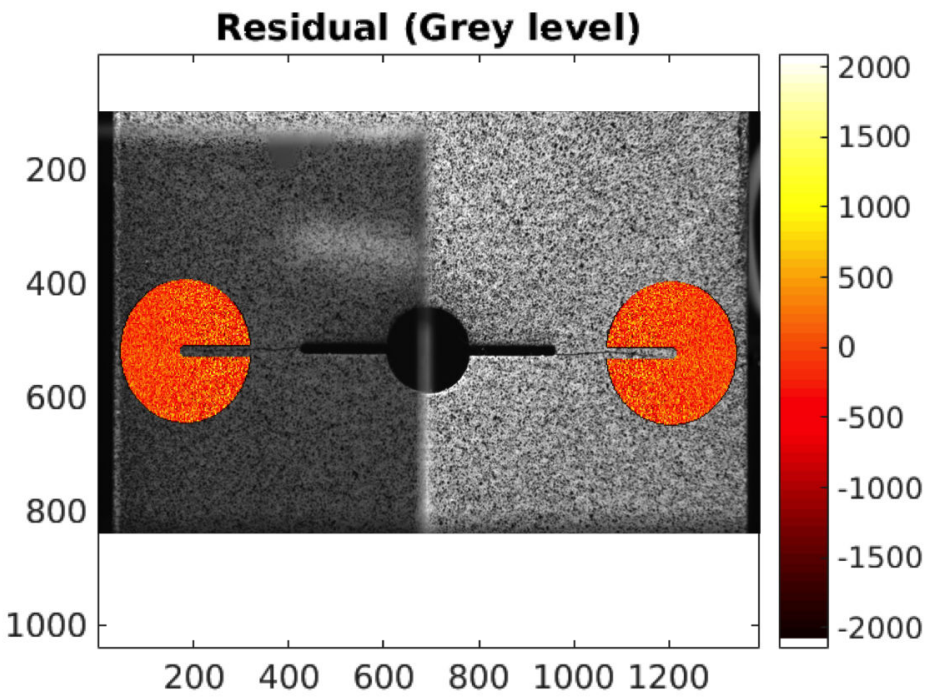


FIGURE 3.12 – Image prise lors de l'essai de propagation avec le mouchetis de l'éprouvette et les champs de résidus sous forme de packmen du calcul de CIN intégrée

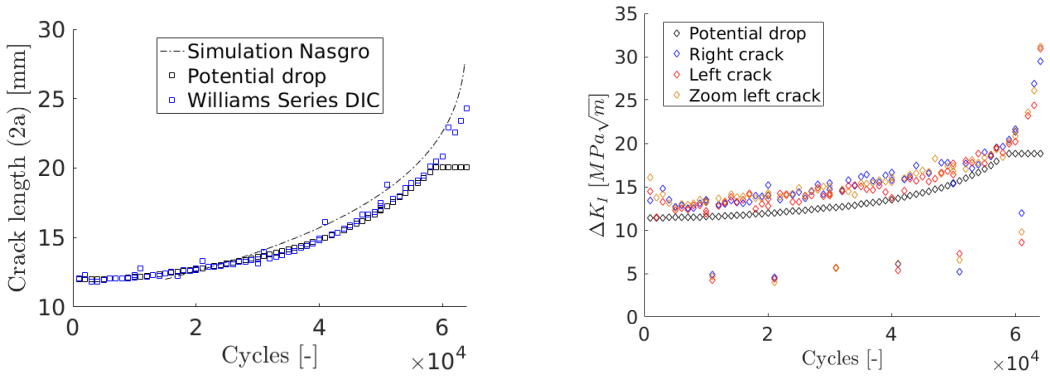
La figure 3.13 présente les résultats sur le premier essai M1. Sur la figure 3.13(a), l'estimation de la longueur de fissure $2a$ est similaire pour les dépouillement par CIN et par différence de potentiel (cf. equation(3.1)). Ces deux résultats sont comparés à une simulation avec le logiciel Nasgro [Forman *et al.*, 2004] qui se base sur une application analytique des lois de Newman-Raju [Newman et Raju, 1981, Newman, 1992].

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K_I^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_I}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c}\right)^q} \tag{3.7}$$

où N est le nombre de cycles de chargement, a est la longueur de la fissure, R_σ est le rapport de contrainte (ici $R_\sigma = 0,1$), le facteur d'intensité des contraintes ΔK_I, $C = 2,25.10^{-11}$ (exprimé pour a en mm et ΔK_I en MPa$\sqrt{\text{m}}$), $n = 2,6$, $p = 0,25$ et $q = 0,25$ sont des constantes empiriques, $\Delta K_{th} = 1,3$ MPa$\sqrt{\text{m}}$ est la valeur seuil du facteur d'intensité des contraintes, $K_c = 90$ MPa$\sqrt{\text{m}}$ est le facteur d'intensité des contraintes critiques et K_{max} est la valeur maximale du facteur d'intensité des contraintes pour chaque cycle. On note que pour des valeurs p et q nulles l'équation (3.7) correspond à la loi de Paris.

Les différentes estimations de la longueur de fissure sont cohérentes tout au long de l'essai. Il en est de même sur la figure 3.13(b) et l'estimation du facteur d'intensité

des contraintes ΔK_I malgré quelques légères différences observables entre les trois méthodes.



(a) (b)

FIGURE 3.13 – (a) Estimation de la longueur de fissure par simulation Nasgro, potentiel électrique et CIN. (b) Estimation du facteur d'intensité des contraintes par différence de potentiel électrique et corrélation

Les informations que l'on peut déduire des mesures de potentiel électriques s'arrêtent à ces deux paramètres (la longueur de fissure globale (cf. équation (3.1)) et l'estimation du facteur d'intensité des contraintes (cf. équation (3.3)). La mesure de champ est quant à elle plus riche. La figure 3.14 présente l'ensemble des paramètres que l'on obtient par CIN.

La figure 3.14(a) présente l'estimation des longueurs de fissure de part et d'autre du défaut. Les courbes bleue et rouge sont proches. Cela signifie que la propagation de fissure s'est déroulée de manière symétrique de part et d'autre du défaut initial. Il est également à noter la superposition des courbes rouge et jaune. Ces deux jeux de données concernent la même pointe de fissure (gauche). La courbe gauche correspond au dépouillement des images prises avec un objectif zoomant (×2) sur la pointe de fissure 3.3(b) alors que la courbe rouge est issue de l'étude de la pointe de la fissure sur l'image globale (figure 3.3(a)).

La figure 3.14(b) présente l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes estimée par étude des différentes images prises par les deux caméras. Les estimations pour les deux pointes de fissure sont semblables, ce qui prouve la symétrie de la propagation lors de l'essai. Les points qui se détachent sur le bas de la courbe des amplitudes ΔK_I correspondent aux cycles de marquage avec un rapport de charge $R_\sigma = 0,7$. En réduisant la différence entre la contrainte maximale et minimale lors de ces marquages, on diminue proportionnellement l'amplitude ΔK_I. C'est le phénomène que l'on observe sur cette figure.

La figure 3.14(c) illustre l'estimation de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes en mode II ΔK_{II}. On remarque que les estimations sont toutes similaires et proches de zéro. Cela est cohérent avec la nature de l'essai au cours duquel les chargements

sont de traction perpendiculaire au plan du défaut, ce type de chargement n'entraine a priori pas d'activation du mode II.

La figure 3.14(d) présente le résidu de corrélation (écart RMS des niveaux de gris). Ce paramètre est un critère de qualité du processus de minimisation des différents paramètres [Roux *et al.*, 2012]. Plus ils sont faibles plus le calcul est fiable. On remarque ici que les résidus de corrélation sont stables au cours de l'essai pour chaque caméra. Les différences de niveaux de résidus sont dues aux différences de qualité des images (éclairage, performance de la caméra, défaut ou rayures des optiques).

La dimension de la zone plastique en pointe de fissure est estimée à une dizaine de micromètres et est illustrée par la figure 3.14(e). Cette dimension de la zone plastique est cohérente avec les performances mécaniques de l'alliage de titane étudié.

Enfin, l'évolution de la contrainte T lors de l'essai est en adéquation avec le type de chargement subi par l'éprouvette. En effet la figure 3.14(f) illustre une augmentation (en valeur absolue) des contraintes au cours de l'essai. Les dimensions de la zone sollicitée lors de l'essai due à l'avance de fissure se réduisant, les contraintes supportées par les ligaments augmentent, et entraîne une augmentation de la contrainte T.

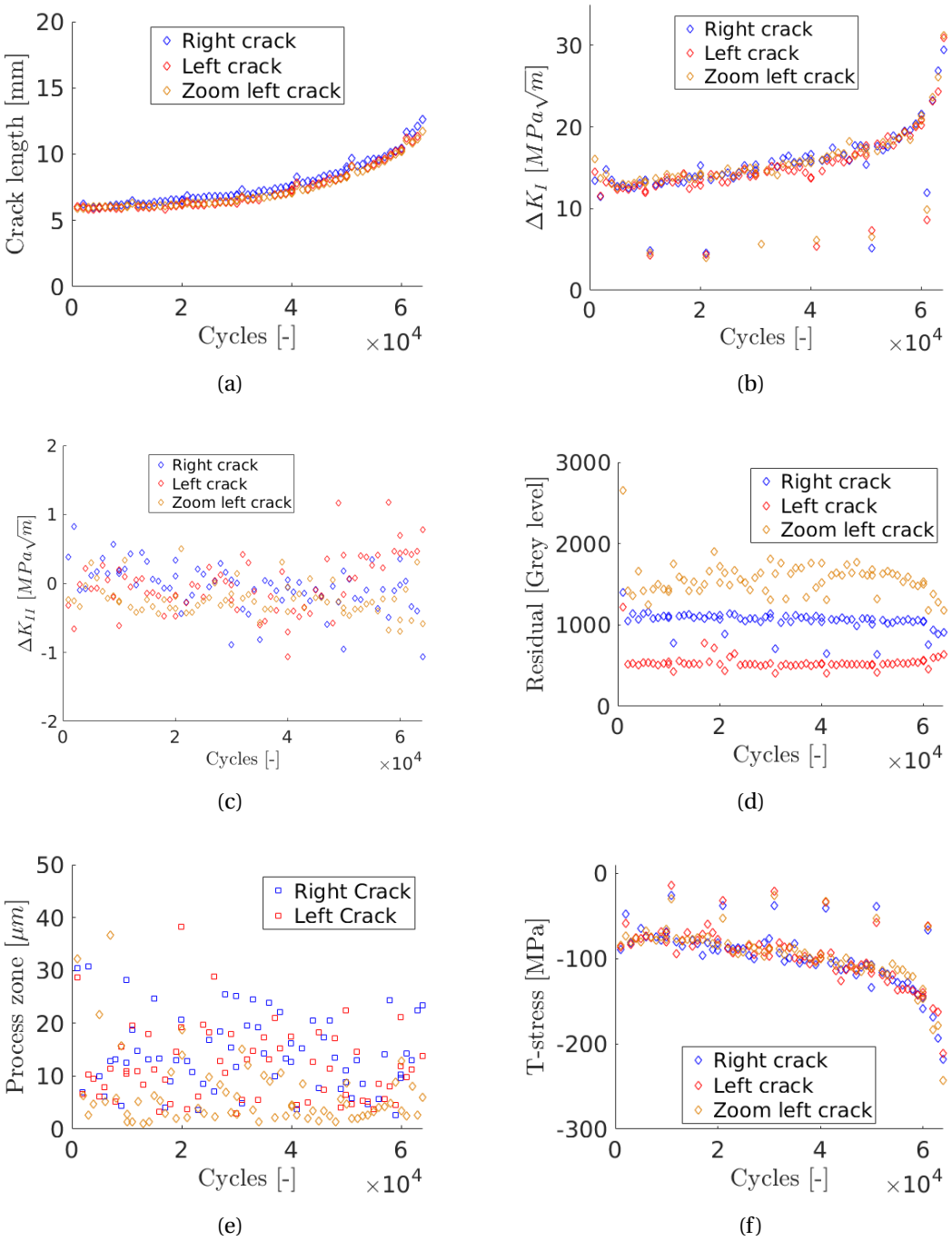


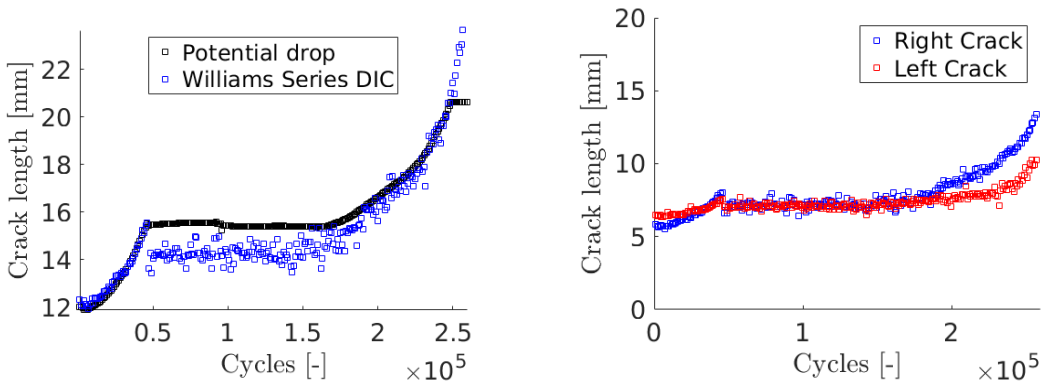
FIGURE 3.14 – Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M1. (a) Estimation de la propagation de chaque front de fissure par corrélation d'image, (b) des amplitudes ΔK_I au cours de l'essai, (c) des amplitudes ΔK_{II},(d) des résidus de corrélation d'image, (e) de la taille de la zone plastique, (f) de la contrainte T

La cohérence du suivi électrique et de la CIN par rapport au type d'essai permet

de suivre l'essai et de valider ces deux moyens de mesure qui équipent le banc d'essai. Pour les essais, le cube séparateur ainsi que l'objectif permettant le zoom sur une pointe de fissure n'ont pas été réinstallés du fait de l'accord des données obtenues avec et sans le zoom. L'objectif de cette campagne d'essai est d'obtenir le régime de propagation mais également de déterminer un seuil à partir duquel la fissure se propage dans l'alliage Ti5553. La connaissance de ce paramètre propre au matériau permettra dans le chapitre 4 de prévoir l'amorçage et la vitesse de propagation d'un défaut donné. L'essai précédent ne permet pas d'obtenir la valeur de ΔK_Iseuil car le régime limite entre la non-propagation et la propagation du défaut n'a pas été cherché.

Les résultats pour l'éprouvette M4 sont présentés dans la figure 3.15(a). Les estimations de la longueur de la fissure par CIN et par suivi de potentiel électrique y sont tracées. Les deux méthodes donnent des résultats identiques lorsque la fissure se propage en revanche lorsque la fissure ne se propage plus (palier dû à une réduction importante de l'amplitude de chargement), on observe une stabilité de l'estimation de la longueur de fissure par potentiel électrique alors que la longueur de fissure obtenue par CIN se stabilise à une valeur inférieure. La réduction du rapport de charge explique cet effet de fermeture de la fissure.

On remarque sur la figure 3.15(b) une différence de propagation du front de fissure à droite par rapport au front de fissure à gauche du défaut. La propagation n'a donc pas été symétrique lors de cet essai. Au début de l'essai la fissure de gauche s'est propagée plus vite que celle de droite. A la fin de l'essai, c'est l'inverse.



(a) (b)

FIGURE 3.15 – (a) Estimation de la longueur de fissure par potentiel électrique et CIN. (b) Estimation de la longueur de fissure à droite et à gauche du défaut

La figure 3.16 présente les mêmes paramètres que la figure 3.14 pour l'éprouvette M4. La figure 3.16(a) présente l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes estimée par analyse des différentes images prises par les deux caméras ainsi que par le suivi de potentiel électrique. Les estimations pour les deux pointes de fissure sont semblables. La figure 3.16(b) illustre l'estimation de l'amplitude du facteur d'intensité des

contraintes en mode II ΔK_{II}. On remarque que les estimations sont toutes similaires et proches de zéro. La figure 3.16(c) montre le résidu de corrélation. On remarque une stabilité des résidus pour la pointe de fissure droite. Pour la pointe de fissure gauche, le résidu de corrélation diminue lors de la diminution de l'amplitude de chargement. Cela correspond à une meilleure estimation des différentes quantités d'intérêt lors de la phase de non propagation. Cela s'explique par des mouvements plus faibles des pixels d'une image à l'autre et une plus grande facilité lors de la résolution du problème de minimisation. Les derniers points analysés (après 250000 cycles) se détachent des résidus précédents. En fin d'essai lorsque la fissure est longue une partie du packman se trouve en dehors de l'éprouvette et perturbe le calcul de CIN et influence les résidus de corrélation.

L'estimation des dimensions de la zone de plasticité en pointe de fissure est illustrée par la figure 3.16(d). Les dimensions de la zone plastique sont similaires à celles observées lors de l'essai précédent (10-20 μm). Les fluctuations n'ont a priori pas de sens physique. La sensibilité du calcul de minimisation par rapport à ce paramètre est faible par rapport aux autres paramètres à obtenir. Enfin, la contrainte T présentée en figure 3.16(e) varie comme l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes en mode I.

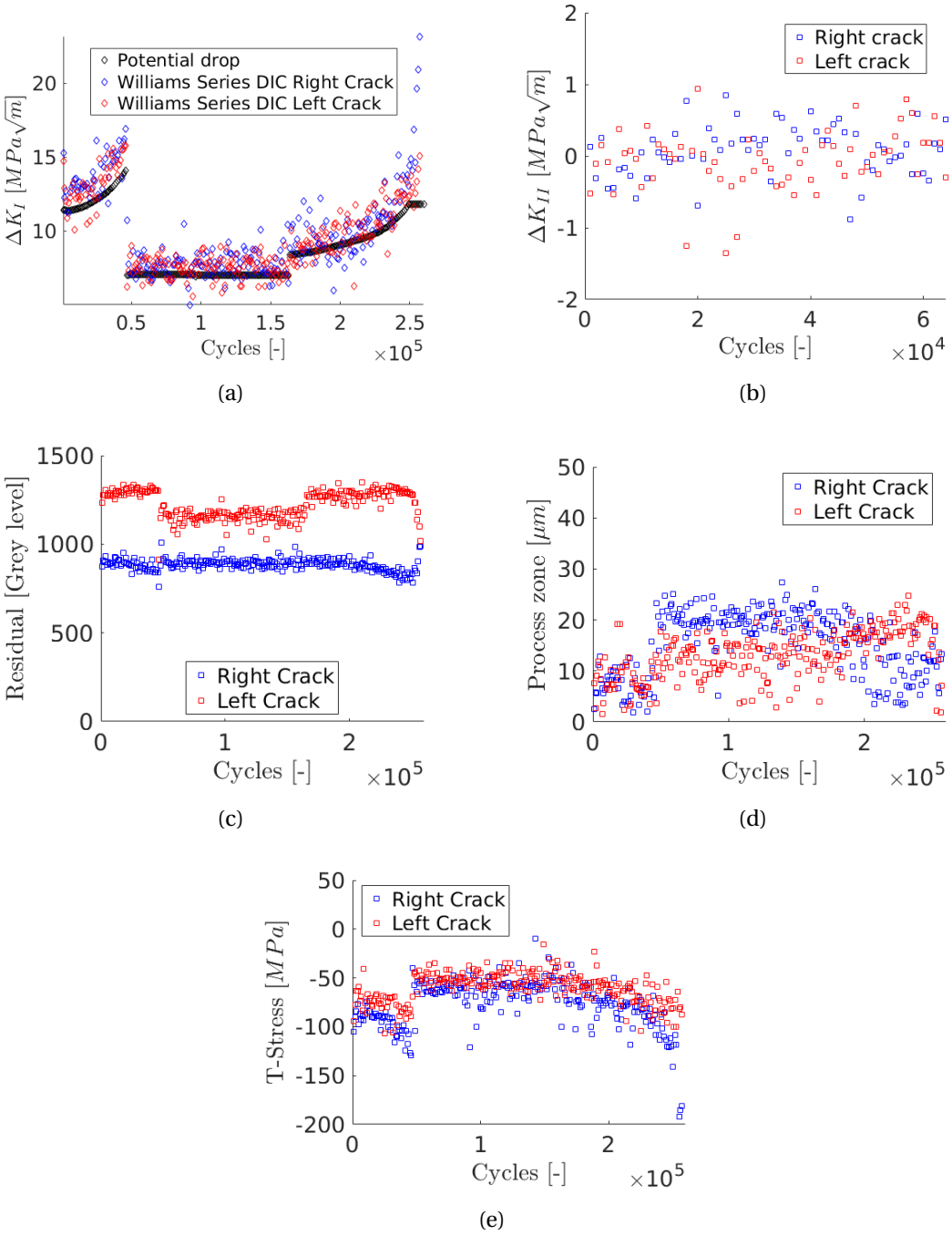


FIGURE 3.16 – Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M4. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation d'image, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T

Lors de cet essai, la fissure s'est arrêtée pour repartir. Il n'y aurait pas propagation pour ΔK_I=7 MPa$\sqrt{\text{m}}$ et propagation pour ΔK_I=8 MPa$\sqrt{\text{m}}$.

3 Recherche d'un seuil d'amorçage pour l'alliage Ti5553

Les deux essais suivants ont pour but de déterminer plus finement le comportement de propagation de fissure proche du seuil ΔK_{Iseuil}. Pour cela on met en place la procédure proposée par la norme [AST, 2015] pour déterminer un seuil ΔK_{Iseuil}. Il s'agit de réaliser une pré-fissure de l'éprouvette avec un chargement cyclique élevé lors des premiers cycles puis de réduire progressivement l'amplitude de chargement pour atteindre des facteurs d'intensité de contraintes de plus en plus faibles.

Pour l'éprouvette M5, l'historique de chargement de l'amplitude des efforts appliqués est présenté figure 3.17.

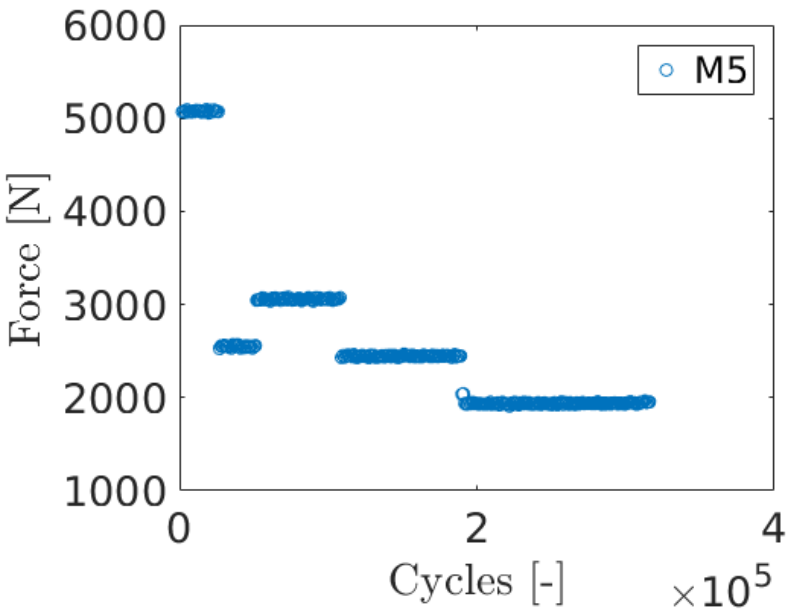


FIGURE 3.17 – Historique de chargement de l'éprouvette M5

Lors des premiers cycles, une amplitude de chargement importante est choisie pour amorcer la fissure. Puis l'amplitude est réduite de moitié, provoquant un arrêt de la fissure (figure 3.18(a-b)) pour une amplitude ΔK_I=6,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$. En réaugmentant l'amplitude d'effort, la fissure redémarre pour une amplitude ΔK_I=9,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$. On abaisse alors les efforts en trois paliers successifs qui mènent à la rupture de l'éprouvette après 300000 cycles. Comme indiqué sur la figure 3.18(a), on atteint une valeur de ΔK_{Iseuil} proche de 5,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour la fissure droite, on estime alors l'amplitude ΔK_I de la fissure gauche à 6,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Lors du premier palier à ΔK_I=6,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$, la fissure ne se propageait pas mais on observe lors du dernier palier de la propagation à un niveau de 5 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Cette non propagation lors de la première réduction de l'amplitude est due à la variation trop importante des contraintes entre le palier initial d'amorçage et le deuxième palier. En effet lors du premier palier, les efforts importants provoquent une plastification plus importante en proche pointe de fissure. Lors de la réduction

de l'amplitude de chargement, les efforts ne sont plus assez importants pour provoquer la propagation de la fissure en dehors de cette zone plastique. Cela est intéressant pour l'amorçage et la propagation de défauts en service. En effet lors de la fabrication des FOD, des modifications en pointe de défaut sont engendrées (plastification, contraintes résiduelles). Cela aura une influence sur l'amorçage et la propagation de ces défauts en service qui les éloignera des comportements classiques de propagation de l'alliage de titane Ti5553 [Fleury *et al.*, 2017, Doremus *et al.*, 2015].

La valeur de l'amplitude ΔK_I illustrée par la figure 3.18(b) semble être influencée par la dissymétrie de l'avance de fissure, lorsque la fissure gauche est retardée par rapport à la fissure droite (entre 100000 et 200000 cycles), l'estimation du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I est plus haute pour la fissure gauche que pour celle de droite. La figure 3.18(c) illustre l'estimation de l'amplitude ΔK_{II} du facteur d'intensité des contraintes en mode II. On remarque que les estimations sont toutes similaires et proches de zéro. La figure 3.18(d) illustre l'évolution du résidu de corrélation au cours de l'essai. La stabilité des valeurs est le signe d'une bonne convergence des calculs de CIN. Comme sur l'éprouvette M4 la dimension de la zone plastique de la figure 3.18(e) est du bon ordre de grandeur mais les variations ne peuvent pas être prises en compte. La contrainte T présentée en figure 3.18(f) varie comme l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes en mode I. Lorsque la propagation de la fissure gauche ralentit, la contrainte T diminue alors que pour la fissure de droite, la contrainte T reste constante. Ces variations observées dans le régime de propagation peuvent s'expliquer par la microstructure particulière et multiéchelle du matériau (chapitre 1). Suivant l'orientation du grain dans lequel avance la fissure, la propagation peut être plus ou moins facilitée. Cette affirmation n'est pas développée dans cette thèse mais une étude de l'interaction entre la propagation locale d'une fissure et la microstructure locale du matériau serait pertinente.

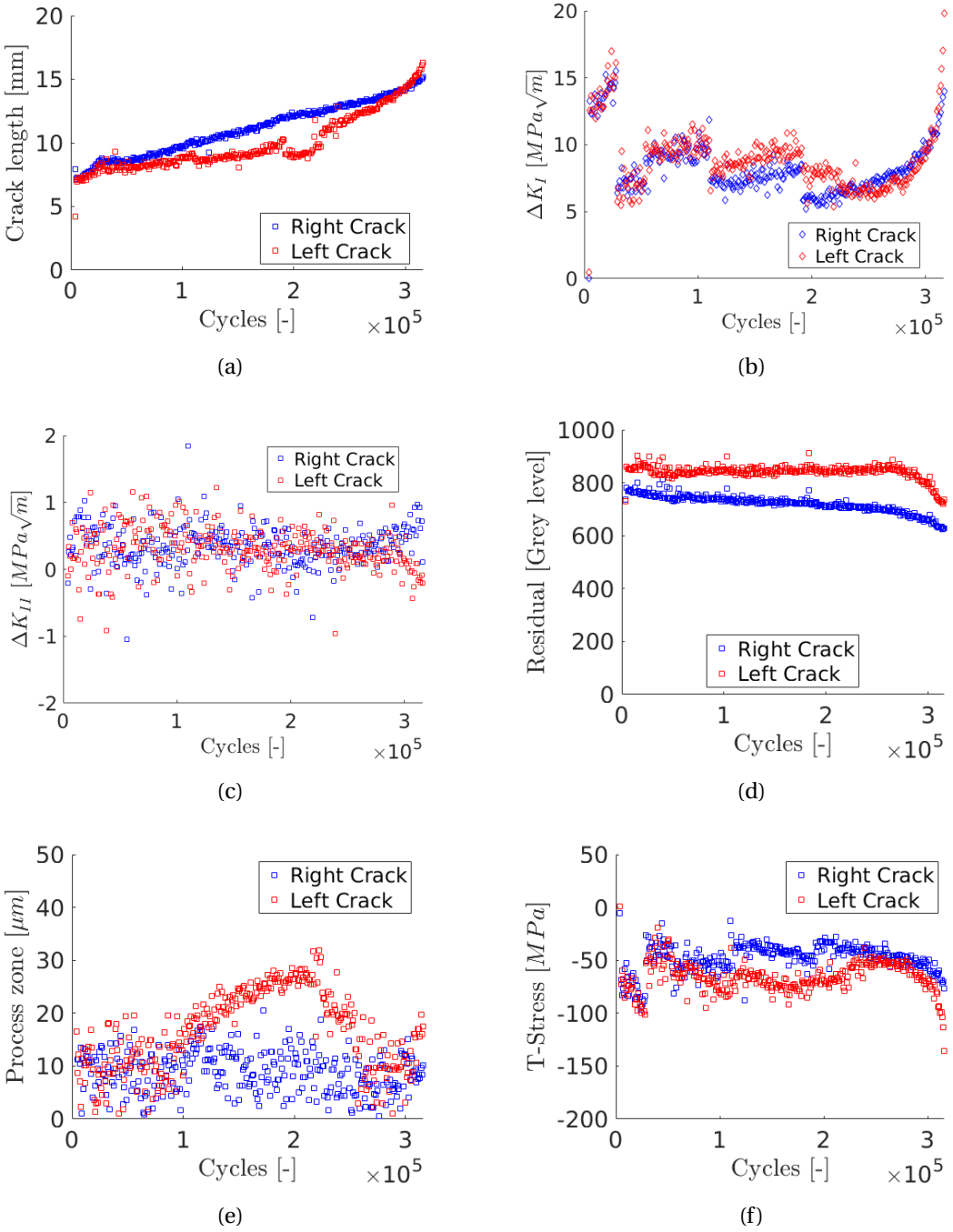


FIGURE 3.18 – Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M5. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de l'amplitude ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T

On remarque comme sur l'éprouvette M4 que l'on atteint un seuil ΔK_I=5 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Il semble que l'on se rapproche d'un seuil nominal de facteur d'intensité des contraintes

en mode I pour ce matériau et cette géométrie d'éprouvette. Ce seuil est supérieur à la valeur ΔK_{Iseuil}=2 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour les alliages de titane [Boyce et Ritchie, 2001].

Pour l'éprouvette M6, les paliers en efforts sont plus rapprochés pour éviter l'arrêt de la fissuration lors de la diminution de l'amplitude de chargement (figure 3.19).

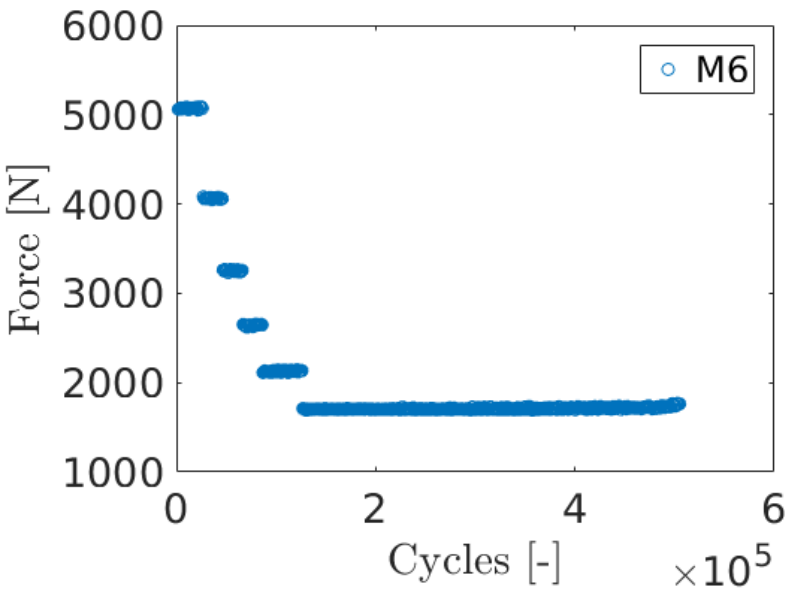


FIGURE 3.19 – Historique de chargement de l'éprouvette M6

Pour cette éprouvette, la propagation de la fissure de part et d'autre du défaut initial n'est pas symétrique. Alors que la fissure à gauche du défaut se propage dès le début de l'essai, la fissure de droite ne propage pas. Ce phénomène est illustré par la figure 3.20(a).

Les résidus présentés en figure 3.20(d) sont à un niveau similaire à ceux des essais précédents et ils sont stables. Les calculs des quantités d'intérêts sont validés. L'amplitude ΔK_I (figure 3.20(b)), évolue en conformité avec les observations des essais précédents. Pour la fissure de droite ne se propageant pas le facteur d'intensité des contraintes augmente plus que pour la pointe de fissure se propageant. La valeur de ΔK_I est d'environ 5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour cet essai (4,7 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour la fissure de gauche et 5,2 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour le front de fissure de droite. La figure 3.20(c) présente une stabilité proche de zéro de l'amplitude ΔK_{II}.

La figure 3.20(e) illustre l'évolution de la taille de la zone plastique. Lors d'un déséquilibre dans la symétrie de la propagation droite/gauche, la taille de la zone plastique gauche (dont la pointe de fissure propage et dont l'amplitude ΔK_I est stable) conserve une taille caractéristique d'environ 10 μm alors que pour la pointe de fissure de droite, la taille de la zone plastique augmente au cours de l'essai avec l'amplitude ΔK_I. Elle passe d'une taille de 10 μm à plus de 25 μm.

La contrainte T (figure 3.20(f)) présente le même type de variation. On observe une

stabilité de la contrainte T pour la fissure se propageant régulièrement et dont l'amplitude ΔK_I est stable. Pour la fissure dont le ΔK_I augmente on observe une augmentation (en valeur absolue) de la contrainte T.

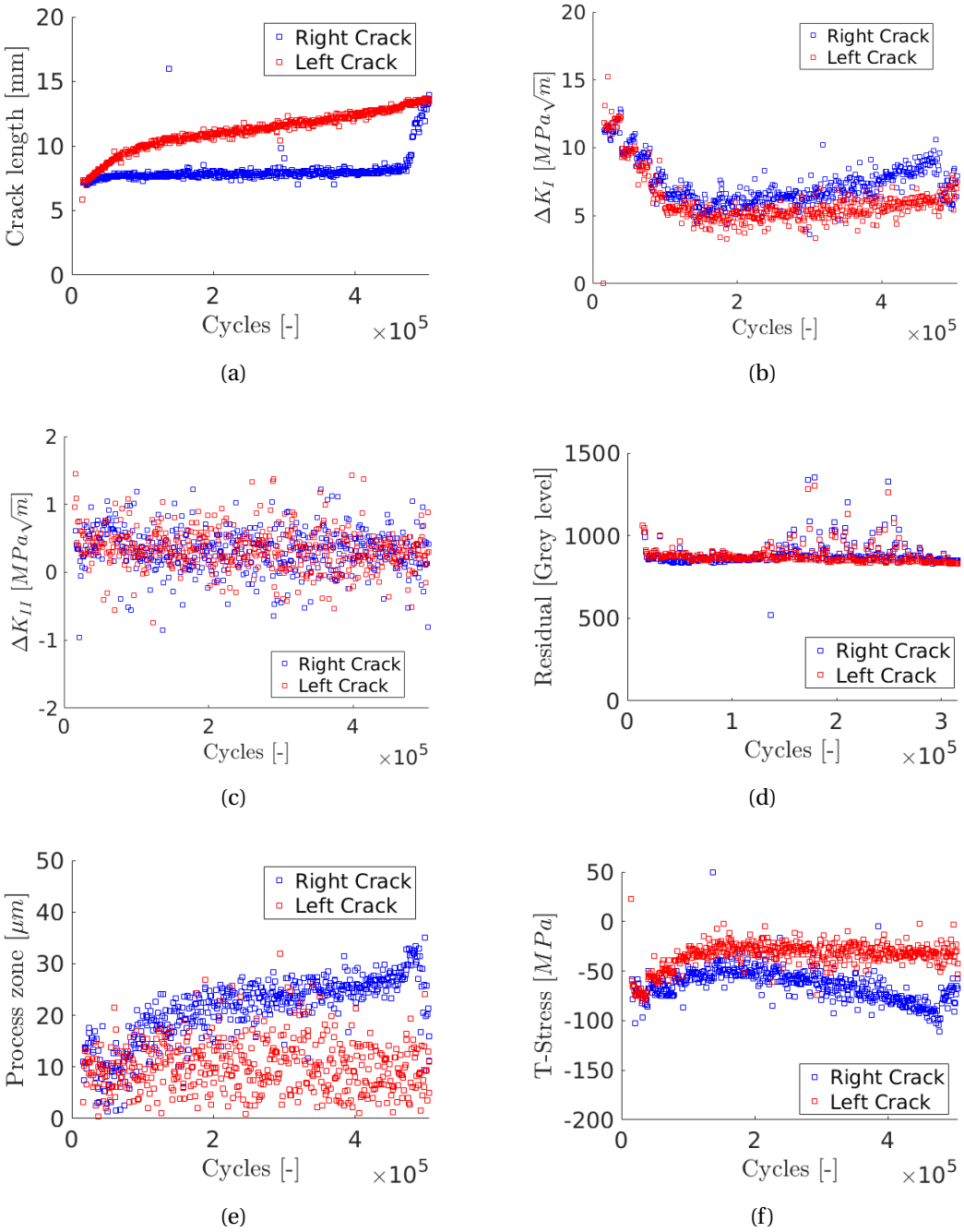


FIGURE 3.20 – Résultats des calculs de CIN intégrée pour l'éprouvette M6. (a) Estimation de l'amplitude ΔK_I au cours de l'essai, (b) de l'amplitude ΔK_{II}, (c) des résidus de corrélation, (d) de la taille de la zone plastique, (e) de la contrainte T

Cette valeur de seuil est proche de celles que l'on trouve dans la littérature. [Hall, 1997] déduit de ses essais (illustrés par la figure 3.21) une valeur ΔK_{Iseuil} d'environ 5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour les fissures longues dans un alliage de titane Ti64.

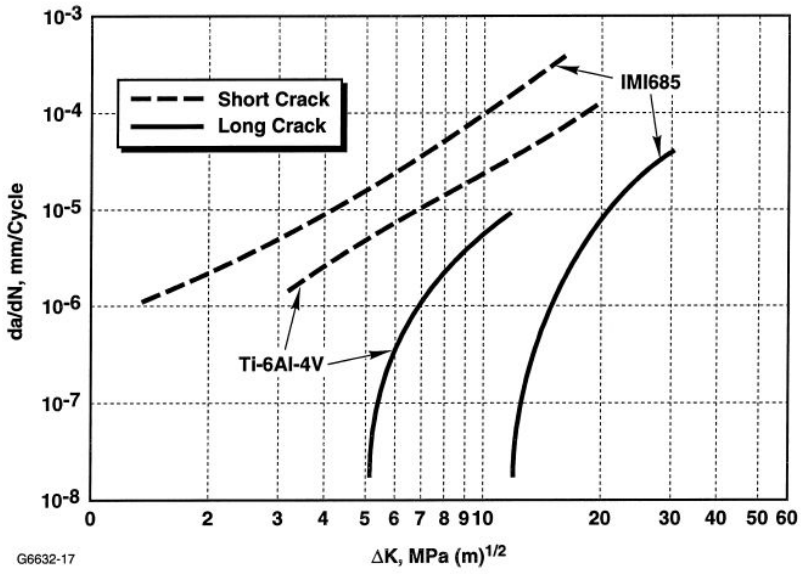


FIGURE 3.21 – Observation de propagation de fissures sur un alliage Ti64 [Hall, 1997]

En conclusion, on peut tracer la figure 3.22 qui récapitule sur un diagramme de Paris la vitesse d'avance de la fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes, les points correspondants au début de l'essai sur l'éprouvette M6 sont présentés en noir, puis les points s'éclaircissent (rouge, orange puis jaune) pour les points réalisés en fin d'essai. On obtient le même type de résultats pour les essais précédents avec moins de précision au voisinage du seuil.

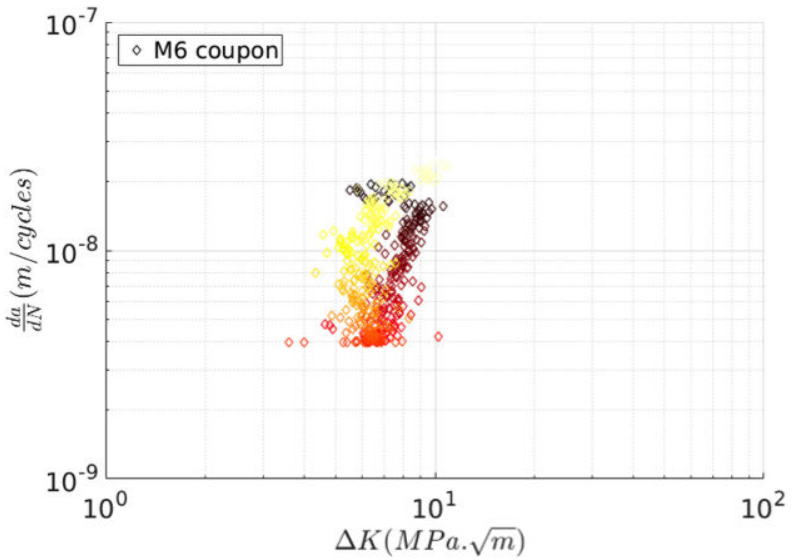


FIGURE 3.22 – Courbe de Paris pour l'éprouvette M6

4 Conclusion

Les résultats des essais et des calculs Nasgro permettent de déterminer un seuil ΔK_{Iseuil} nominal d'environ 5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour l'alliage de titane Ti5553 dans les conditions des essais et pour cette géométrie de défaut. Cette valeur est cohérente avec les données de la littérature [Hall, 1997]. L'obtention de ce seuil et l'évolution de la fissure lors des essais sur les éprouvettes de propagation plane sont à relier avec les résultats de propagation sur les éprouvettes à base carrée du chapitre 4. Ce seuil constitue une limite haute de propagation pour laquelle les défauts en service ne propageront pas si cette valeur n'est pas atteinte. D'après une géométrie de défaut, [Murakami, 2002, Murakami et Endo, 1986] proposent de déterminer un facteur d'intensité des contraintes associé. Si celui ci est inférieur à ΔK_{Iseuil} le défaut n'amorcerait pas ou alors dans le régime des fissures courtes pour des valeurs d'effort élevées. Si ΔK_{Iseuil} est dépassé, le défaut se propagerait rapidement et entrainerait la ruine de la structure à terme. C'est l'objectif du chapitre suivant où l'on étudie l'amorçage et la propagation de fissure à partir d'un défaut contrôlé. Il s'agira de réaliser le lien entre microstructure et mécanique linéaire de la rupture dans l'alliage Ti5553. Le carcatère aléatoire apporté par la microstructure de dimension importante de cet alliage nous conduira à proposer une approche statistique pour l'amorçage de fissure dans ce matériau à partir d'un défaut.

Chapitre 4

Amorçage et propagation de fissure sur éprouvette KBR présentant un défaut

1 Introduction

Les chapitres 1 et 3 récapitulent les paramètres caractéristiques de l'alliage Ti5553 utilisé dans la fabrication des trains d'atterrissage. Les opérations de traitements thermiques et mécaniques (*e.g.,* grenaillage) confèrent des caractéristiques mécaniques en fatigue à la structure. Dans ce chapitre, les éprouvettes KBR à base carrée testées présentent une intégrité de surface variable (usinée, grenaillée) [Guillemot *et al.*, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011] et sont endommagées artificiellement par des défauts de surface. L'objectif de ce travail est de lier ces deux champs de connaissances (le comportement du matériau en fatigue et la connaissance de l'intégrité de surface et notamment des défauts en service) pour spécifier l'influence des défauts sur une structure de train d'atterrissage en alliage de titane Ti5553 grenaillée.

Une des spécificités des pièces en service par rapport aux éprouvettes de caractérisation de fatigue d'un matériau est la présence de défauts. Ces défauts appelés Foreign Object Defects (FOD) surviennent à différentes étapes de la vie de la structure, de la fabrication à la vie en service. Les FOD sont de petites tailles et ne mènent pas à la ruine de la structure de manière immédiate. Le risque de défaillance ultérieure lors d'un chargement cyclique de la pièce est accru. Les FOD sont souvent moins spectaculaires que des accidents tel que celui de la figure 4.1 mais peuvent s'avérer plus dangereux s'ils ne sont pas détectés et analysés en temps voulu.

FIGURE 4.1 – Impact en vol de deux avions F/A-18 avec les dégâts associés [Nicholas, 2006a]

Après avoir caractérisé géométriquement les FOD, l'étude visera à lier les défauts à une probabilité de rupture en service de la structure [Gallagher *et al.*, 2001]. Le terme FOD est utilisé pour décrire les impacts de projectiles sur les aubes de réacteurs [Nicholas, 2006a]. De nombreuses études ont été menées sur les alliages de titane composant les aubes de rotors et turbines. L'alliage Ti64 est très souvent considéré [Nicholas *et al.*, 1980, Peters et Ritchie, 2000, Nicholas, 2006b] car il est utilisé pour fabriquer des pièces à l'entrée des moteurs. Ces travaux traitent des impacts, entre des corps étrangers et les aubes tournant à grande vitesse, lors du décollage et de l'atterrissage. Ces impacts provoquent des défauts comme ceux de la figure 4.2. Ils sont localisés sur les bords d'attaque de l'aube, ou sur le profil de l'aube. Pour modéliser, en laboratoire, ces défauts qui surviennent en service, des aubes sont endommagées artificiellement d'une amorce de fissure de l'ordre de quelques dizaines de micromètres : la taille d'un FOD décelable lors d'une inspection. Des tests et des simulations sont ensuite menés pour connaître l'influence du FOD sur la tenue mécanique de l'aube (fluage, fatigue, etc.).

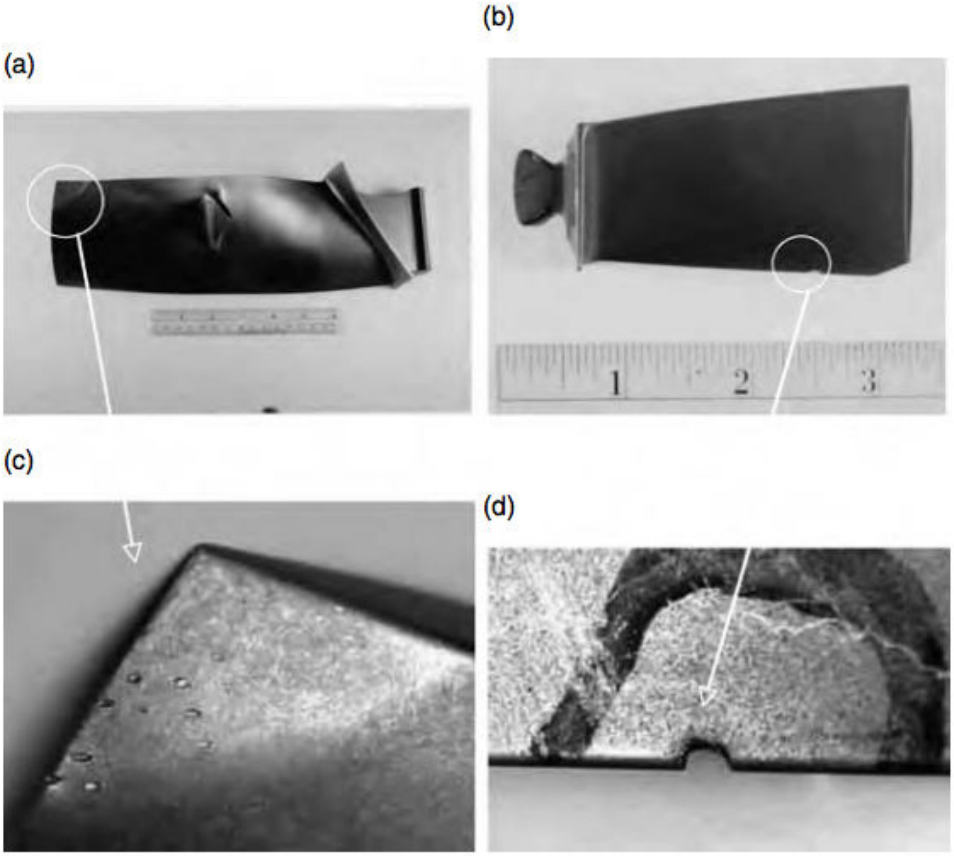


FIGURE 4.2 – FOD sur aube fan (a) et sur une aube de compresseur (b) et les zooms associés (c) et (d) [Nicholas, 2006a]

Cette notion de FOD s'applique naturellement aux gros éléments forgés de l'industrie aéronautique et notamment aux boggies et jambes de train d'atterrissage du Boeing 787 en raison des événements qui peuvent survenir sur la piste (*e.g.*, gravillons). Le même type d'étude d'amorçage et de propagation suite à un FOD est conduit. Les FOD sont de formes et de profondeurs variées suivant la nature du choc, ou l'objet qui détériore la surface. Les FOD les plus importants peuvent réduire la tenue de la pièce aux chargements statiques [Nicholas, 2006a]. Cependant la majorité des défauts observés en service n'affectent pas le comportement global de la structure. Ces chocs et rayures ne causent pas la ruine de la structure lors de l'impact, mais ils l'endommagent et peuvent conduire à une rupture ultérieure lors de phase de vie en service de la pièce [Peters et Ritchie, 2000]. Ils provoquent des amorces de fissures lors des chargements en service habituels et successifs subis par les pièces forgées.

La sévérité d'un défaut en service se caractérise par plusieurs paramètres :

— la zone de la pièce impactée et son niveau de sollicitation ;
— la profondeur du défaut ;
— la forme du défaut ;

La forme du défaut et notamment l'acuité du fond de défaut détermine la concentration de contrainte en pointe de défaut. Ce facteur de concentration de contraintes, k_t permet d'exprimer la sévérité géométrique du défaut (figure 4.2).

Les motoristes s'intéressent aux impacts dynamiques sur les aubes de réacteurs pour simuler par exemple les chocs de glaçons lors de dégivrages [Mall *et al.*, 2001]. Dans le cas des alliages de titane utilisés pour la fabrication de gros éléments forgés des jambes de trains d'atterrissage, les impacts qu'ils subissent se produisent à vitesse relativement faible. Les structures de trains d'atterrissage peuvent ainsi subir un choc d'objet lors des phases de roulage (vis, gravier, etc.) ou une chute d'outils (marteau, tournevis) lors d'une manutention ou d'une réparation.

Pour étudier les FOD, plusieurs solutions sont envisagées :

— l'impact dynamique avec des barres d'Hopkinson [Fleury *et al.*, 2017], pour simuler les chocs à haute vitesse ;
— la chute d'une masse sur la pièce [Gourdin *et al.*, 2017] ou d'un mouton de Charpy [Nicholas, 2006a] ;
— ou encore une indentation quasi-statique avec une presse hydraulique [Calcaterra, 2006].

Dès la présence d'un défaut sur la pièce, les méthodes classiques de cumul de dommage et la tenue à la fatigue conventionnelle des alliages ne sont plus applicables telles quelles pour prédire la durée de vie de la pièce. En outre les défauts en service seront uniquement probables et ne sont pas présents dès le début de la vie de la pièce. Lors d'une détection de FOD en service, il s'agit de réaliser une étude de nocivité de chacun d'eux de manière distincte. En effet les différentes géométries et types d'impacts ne conduisent pas au même comportement mécanique futur de la structure présentant le défaut et donc à la même durée de vie. Il s'agit de savoir si ces défauts sont acceptables ou doivent être réparés ou s'ils sont rédhibitoires.

Relier un défaut en service à une tenue statique est envisageable grâce au calcul et aux abaques de facteurs de concentrations de contraintes [Lu et Lieurade, 1998]. Pour prévoir la durée de vie d'une pièce en service endommagée, il est possible de réaliser une nouvelle modélisation numérique de la structure en prenant en compte le défaut [Calcaterra, 2006, Fleury *et al.*, 2017]. Cependant cela est coûteux. Le caractère multi-échelle de la modélisation, avec un défaut micro ou millimétrique (figure 4.3) sur une structure de plusieurs mètres, et la modélisation des phénomènes cycliques demandent de la puissance de calcul et de la mémoire.

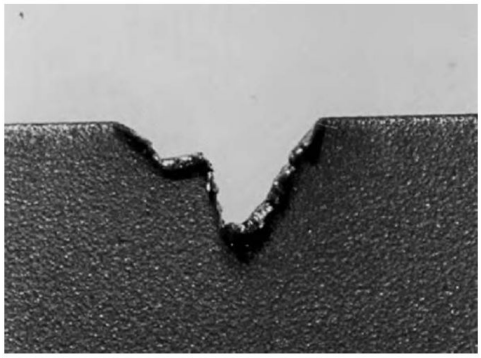
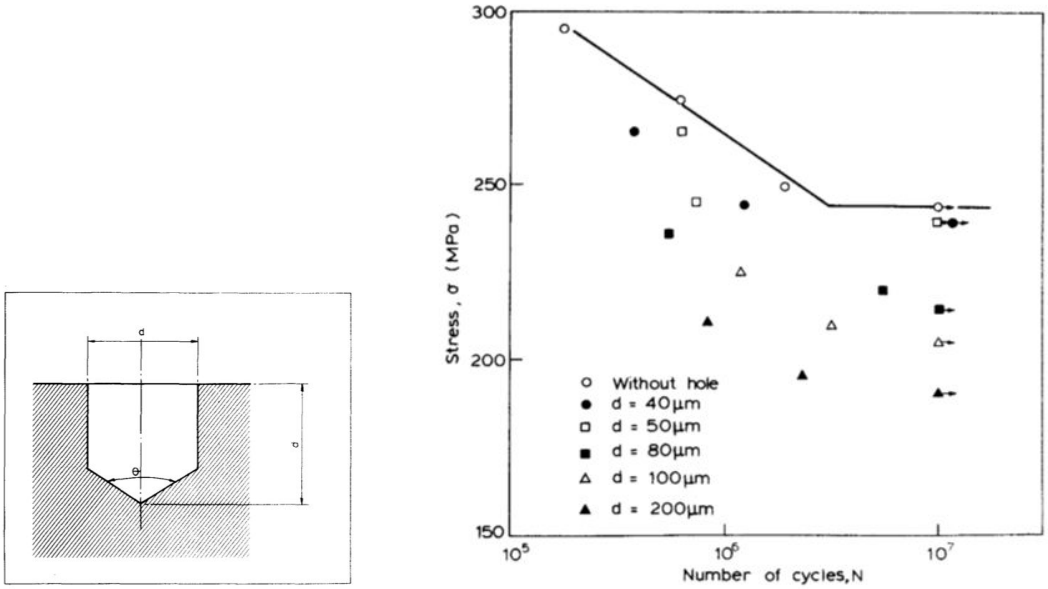


FIGURE 4.3 – FOD en service avec des défauts de même géométrie et des profondeurs différentes, le plus petit mesure 0,38 mm de profondeur, le second 1,5 mm [Nicholas, 2006a]

2 Sévérité des défauts

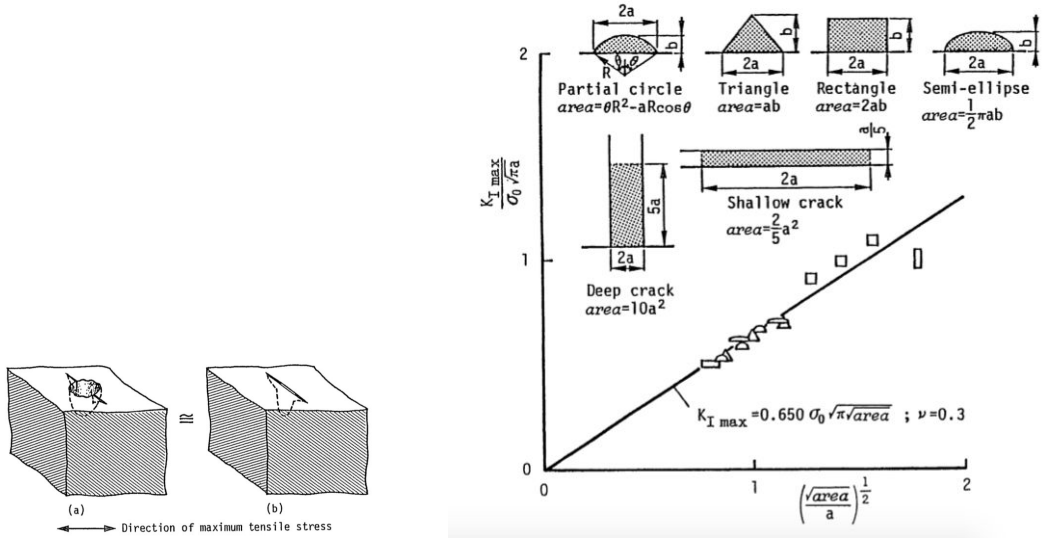
On présentera et comparera trois types de défauts : usinés, indentés avec un foret puis avec une tête Vickers. Il est d'ores et déjà à noter que la différence entre les protocoles de réalisation des défauts ne sont pas si éloignés les uns des autres. La géométrie et la taille du défaut jouent un rôle important pour sa criticité [Gallagher *et al.*, 2001]. [Murakami et Endo, 1980] présentent l'influence de la géométrie d'un défaut sur la tenue en fatigue d'éprouvettes (figure 4.4). Les auteurs prennent l'exemple d'un défaut circulaire. Plus le diamètre du trou est important plus les seuils de rupture des éprouvettes pour un nombre de cycles donné sont faibles. Il est intéressant de noter que pour des trous de petites dimensions (40 μm et 50 μm), le défaut semble avoir peu d'impact sur la durée de vie des éprouvettes. Cette dimension serait un seuil de non influence de ce type de défaut sur la durée de vie d'une structure dans cet acier. En revanche, plus les diamètres sont importants plus les caractéristiques en fatigue sont détériorées.



(a) (b)

FIGURE 4.4 – influence d'un trou sur la tenue en fatigue d'un acier [Murakami et Endo, 1980]. (a) Trou usiné sur l'éprouvette à différentes profondeurs et diamètres avec un angle de 90° en fond. (b) Résultat de tenue en fatigue des éprouvettes en fonction de la profondeur du défaut

Cela amène les auteurs à corréler la surface projetée d'un défaut avec le facteur d'intensité des contraintes et à la réduction de la tenue de vie en fatigue de la pièce (figure 4.5).



(a) (b)

FIGURE 4.5 – Modélisation d'un défaut par sa surface projetée et relation avec le facteur d'intensité des contraintes [Murakami et Endo, 1986, Murakami, 2002]. (a) Schéma du principe de projection par rapport à au plan de propagation en mode I. (b) Adéquation de l'équation (4.1) avec des données expérimentales

Les auteurs lient la surface projetée d'un défaut et le facteur d'intensité des contraintes

$$\Delta K_1 = 0.65 \Delta\sigma_0 \sqrt{\pi\sqrt{area}} \tag{4.1}$$

où ΔK_1 est l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes calculé en pointe du défaut, $\Delta\sigma_0$ l'amplitude de contrainte et $area$ l'aire du défaut.

Cette méthode de détermination du facteur d'intensité des contraintes a été validée par plusieurs travaux des mêmes auteurs [Murakami et Endo, 1986] numériquement et expérimentalement. Les résultats sont tous obtenus sur des aciers qui présentent une structure fine et uniforme. Cette méthode constitue une première approximation. Elle est limitée par les microstructures particulières, les traitements spécifiques des surfaces ainsi que les formes et tailles de défauts particulières. Ces questions sont essentielles pour l'alliage Ti5553. Les différents types de défauts étudiés dans ce travail nous permettront de confronter les résultats des essais avec les calculs à partir de l'équation(4.1).

En plus de l'influence de la géométrie le rôle des moyens de fabrication des défauts et notamment des contraintes résiduelles engendrées lors de la fabrication par impact d'un défaut doit être pris en compte. Une étude expérimentale a été menée par [Gourdin *et al.*, 2017]. Les auteurs notent un retard dans l'amorçage en présence de contraintes résiduelles de compression en fond de défauts. [Benachour *et al.*, 2009] modélisent ce résultat en s'appuyant sur le logiciel commercial Nasgro et en adaptant

les équations de Newman-Raju [Newman et Raju, 1981, Newman, 1992]. Dans notre cas la notion d'impact n'est pas réellement adaptée car les différents types de défauts sont réalisés par usinage ou chargement quasi-statique. Les modifications de la microstructure et de l'état de contraintes résiduelles que ces procédés entraînent seront, a priori, assez faibles par rapport à des défauts obtenus suite à un impact à "haute" vitesse [Taylor et Clancy, 1991, Fleury *et al.*, 2017, Gourdin *et al.*, 2017].

Dans le cadre de ce travail on réalise une "modélisation" de la pièce en service par une éprouvette issue de la pièce réelle. L'éprouvette présente les mêmes caractéristiques (état de surface grenaillée, microstructure, etc.) que la pièce en service. On fabrique un défaut artificiel représentatif des FOD. L'objectif est de créer une banque de données expérimentales aidant à la prise de décision lors du retour en service après détection de FOD.

Il faut donc s'assurer de la représentativité des défauts analysés en laboratoire par rapport au FOD observés sur les pièces en service. La phase d'optimisation de la géométrie du défaut de laboratoire par rapport au défaut en service effectué par [Mall *et al.*, 2001] n'a pas été menée directement sur les pièces en service pour notre étude. Toutefois l'objectif est de s'approcher des FOD en service sur une structure de train d'atterrissage et de s'assurer de la répétabilité de la fabrication de ces défauts. Une bonne connaissance des défauts produits artificiellement permet de conclure quant à leur nocivité en fonction de leurs caractéristiques.

Deux grandes familles de défauts ont été sélectionnées pour leurs fortes probabilités d'occurrence lors de la vie d'une jambe de train. Deux méthodologies pour les obtenir en laboratoire ont été retenues :

— les défauts de type rayures, qui se produisent par exemple lors de l'entretien sur piste de l'avion : un contact non voulu d'un outils avec la structure. Pour simuler ce type de défauts, des micro-usinages ont été réalisés [Nicholas, 2006a] ;
— les défauts de type impacts dus à des débris lors du roulage ou lors des décollages et atterrissages. Ces chocs ont été simulés par des indentations réalisées à la presse électromécanique [Calcaterra, 2006].

La figure 4.6 présente l'occurrence et la taille de défauts observés lors de visites de contrôle sur des pièces en service de moteur. Les défauts acceptables et décelables lors des vérifications sont de dimensions inférieures à 254 μm, l'étude présente deux profondeurs de référence 76 μm et 254 μm. Dans notre étude, nous reproduirons les mêmes gammes de profondeur de défaut car ce sont des défauts détectables lors des visites techniques.

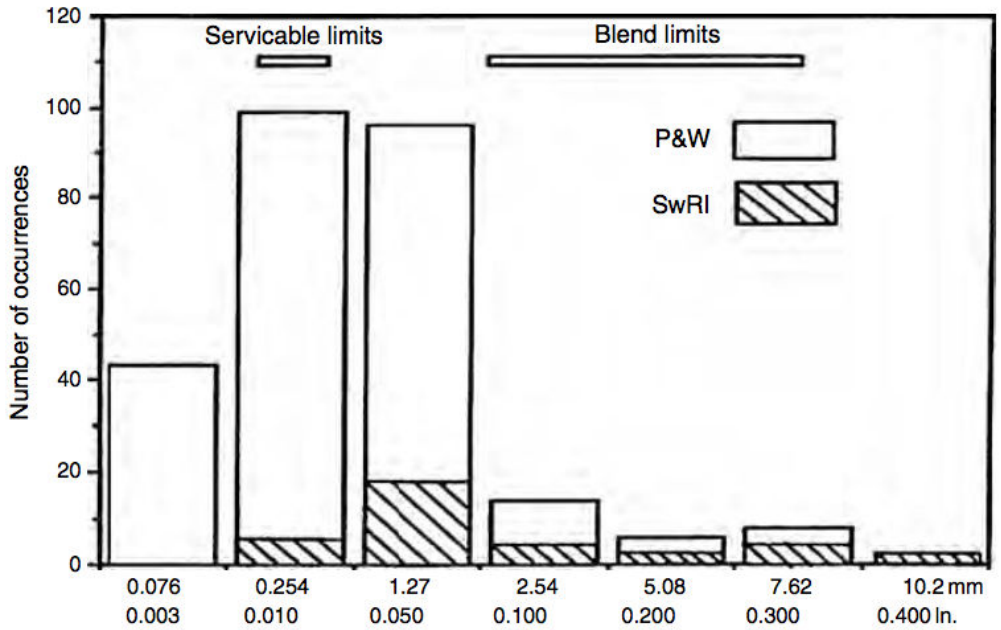


FIGURE 4.6 – Distribution des défauts en service sur des aubes fan provenant de deux études menées par [Calcaterra, 2006]

Outre les types de défauts présents sur les structures, les propriétés de l'alliage de titane Ti5553 jouent un rôle primordial dans l'étude de durée de vie après FOD. La nuance Ti5553 présente de bonnes caractéristiques intrinsèques à la tenue en fatigue (chapitre 1). Dans le cadre de ce travail, on caractérise la tenue en fatigue de l'alliage de titane au sein d'une pièce en service. La possibilité de présence d'un FOD dont la géométrie en pointe de défaut provoque une augmentation du facteur de concentration (ou d'intensité) de contrainte présente un risque de défaillance localisée de la pièce. Ce caractère local et aléatoire n'est pas pris en compte dans les études classiques de dimensionnement en fatigue des alliages métalliques. Ce caractère local est d'autant plus important dans le cas de l'alliage de titane Ti5553 car il présente une microstructure multiéchelle avec des zones propices à une plastification locale (cf. chapitre 1) ainsi que des zones de fragilité au joint de grains. Dans la figure 1.4 qui présente les lieux d'amorçage de fissures de fatigue sur l'alliage Ti5553, l'amorce de fissure se produit par deux fois sur les grains α primaires. La microstructure particulière de cet alliage de titane biphasé est source d'amorce de rupture dans des grains privilégiés ou aux joints de grains entre la phase α et la phase β, et ce d'autant plus facilement qu'une concentration de contrainte géométrique se trouve localisée au niveau de cette fragilité suite à un FOD. Suivant le lieu du défaut par rapport aux grains, à leurs orientations et aux joints de grains, l'intensification des contraintes induites pourra se situer dans une zone faible ou forte du matériau menant à la ruine plus ou moins rapide ou à la survie de l'éprouvette ou de la structure testée. Dans la suite de ce travail, ces amorces de fissure au niveau de grains privilégiés apporteront de la variabilité aux résultats.

Les courbes de fatigue macroscopiques de l'alliage Ti5553 sont d'ores et déjà connues

(figure 1.15) par SAFRAN Landing Systems. Les données de fatigue associées aux courbes de conception sont utilisées pour dimensionner les structures de trains d'atterrissage dans les bureaux d'études (figure 4.13).

Approfondir la connaissance du comportement de pièces en service fabriquées en alliage Ti5553 a pour but la réduction des marges de sécurité lors de la conception et la réduction de la masse embarquée de la jambe de train d'atterrissage. Lors de la détection d'un FOD au cours d'une inspection, la prise de décision quant à la nécessité d'une réparation ou la mise au rebut de la pièce est parfois difficile à prendre faute d'éléments concrets. Les expériences de fatigue menées lors de cette thèse ont pour objectif d'imposer les chargements élastiques subis par une structure présentant un FOD en service. Une éprouvette de petite taille représentative de la structure réelle, qu'il est possible d'étudier en laboratoire, est utilisée.

La réduction de la durée de vie d'une pièce due à un défaut en service a trois origines :

— une augmentation des contraintes due à la géométrie en fond de défaut ;
— la génération de contrainte résiduelles qui peuvent avoir un effet positif ou négatif suivant le type de chargement auquel est soumis la pièce ;
— les changements dans la microstructure du matériau (accumulation de dislocation et plastification) qui peuvent aboutir à des microfissures ou des bandes de localisation fragilisant la pièce.

L'amorçage de fissure sur un défaut de petite taille (connu ou non) relève du domaine des fissures courtes. Il y a plusieurs définitions de la fissure courte suivant le point de vue adopté [Bathias *et al.*, 1980] :

— La longueur de fissure est courte comparée à l'échelle caractéristique de la microstructure, dans notre cas, avec une microstructure multiéchelle, cette définition est difficile à quantifier (taille des grains β, des nodules α, des lamelles α, etc.) ;
— La longueur de la fissure est petite comparée aux dimensions de la zone plastique en pointe de fissure, une plasticité qui ralentit puis bloque la propagation de la fissure courte (une dizaine de micromètres d'après l'étude du chapitre 3) ;
— la fissure est physiquement courte (inférieure au mm), il est difficile de la déceler sur une pièce en service.

Le terme de fissure physiquement courte est souvent bien adapté aux défauts en service car les FOD ont des dimensions très inférieures aux dimensions de la structure. Une des caractéristiques des fissures courtes est de se propager puis de s'arrêter pour des chargements présentant un facteur d'intensité des contraintes ΔK_I inférieur au seuil ΔK_{Iseuil} des fissures longues [Suresh et Ritchie, 1984]. Cela s'explique par la propagation de la fissure courte à une échelle locale de la microstructure à l'intérieur d'un grain ou d'un groupe de grains présentant une faiblesse. La figure 4.7 récapitule les domaines d'évolution des fissures courtes par rapport aux fissures dites longues étudiées dans le chapitre 3. Il est particulièrement intéressant de noter dans cette figure la phase de propagation sur des entailles qui correspondent à l'étude de la propagation d'un FOD. La propagation de ces défauts commence plus tardivement que les fis-

sures courtes classiques mais avec des vitesses de propagation plus élevées. La phase d'amorçage due à la géométrie et au processus de fabrication du défaut est plus longue à se mettre en place mais la phase de propagation est réduite car la fissure avance rapidement.

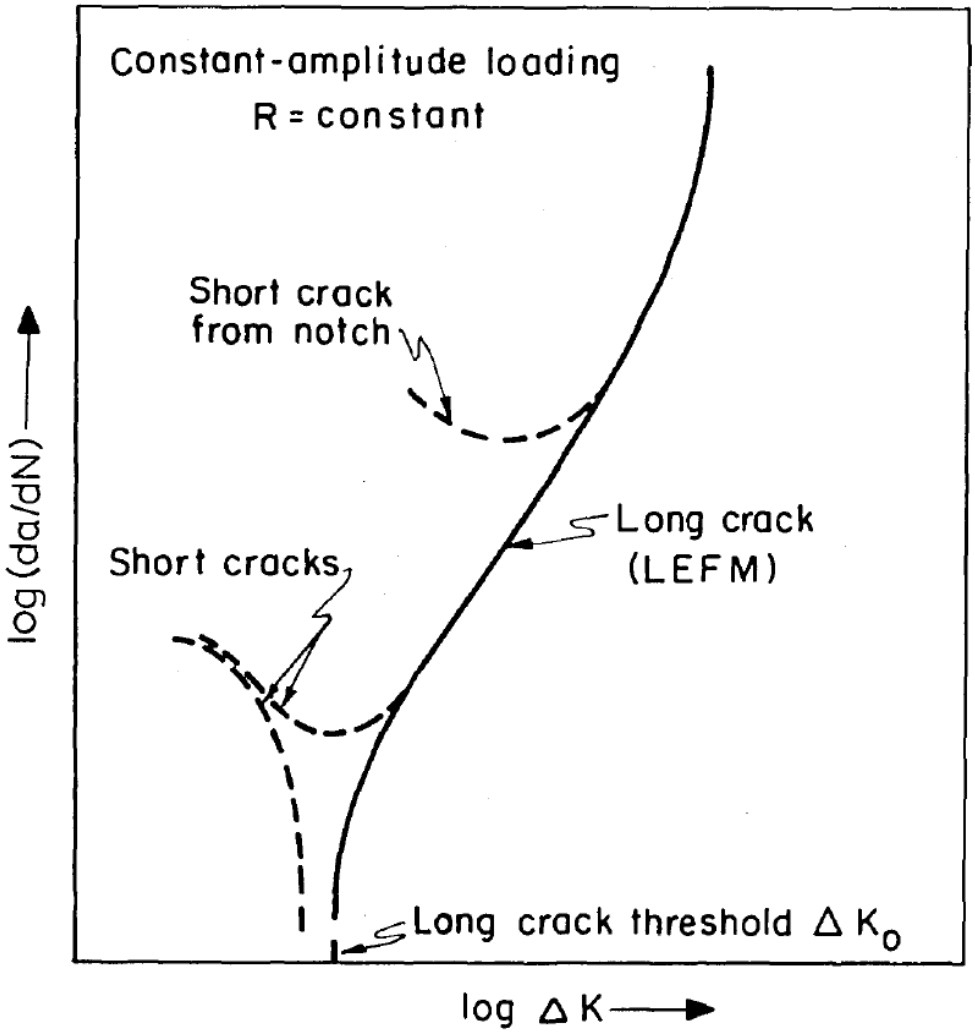


FIGURE 4.7 – Comparaison qualitative des vitesses typiques de propagation (da/dN) pour des fissures dites longues et courtes en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ΔK_I [Suresh et Ritchie, 1984]

Dans le cas de l'alliage Ti5553 les défauts de quelques centaines de micromètres sont petits par rapport à la microstructure β mais importants par rapport aux dimensions des grains α (micrométrique pour les grains α et millimétriques pour les grains β). Il est difficile de définir une fissure courte du point de vue de la microéchelle. La taille de détection des microfissures est d'une centaine de μm pour l'instrumentation

mise en place dans ce travail. Cette taille de détection est aussi cohérente avec les défauts détectables en service lors des visites de contrôle (cf. figure 4.6 [Calcaterra, 2006]).

L'étude des FOD se situe dans un domaine à mis chemin entre les fissures courtes non propageantes et les fissures longues qui conduisent à la ruine des structures. La variabilité des résultats d'essai sera en partie explicable par la frontière floue entre la non-propagation et la propagation de défauts similaires suivant la zone de matière impactée et le régime de propagation associé.

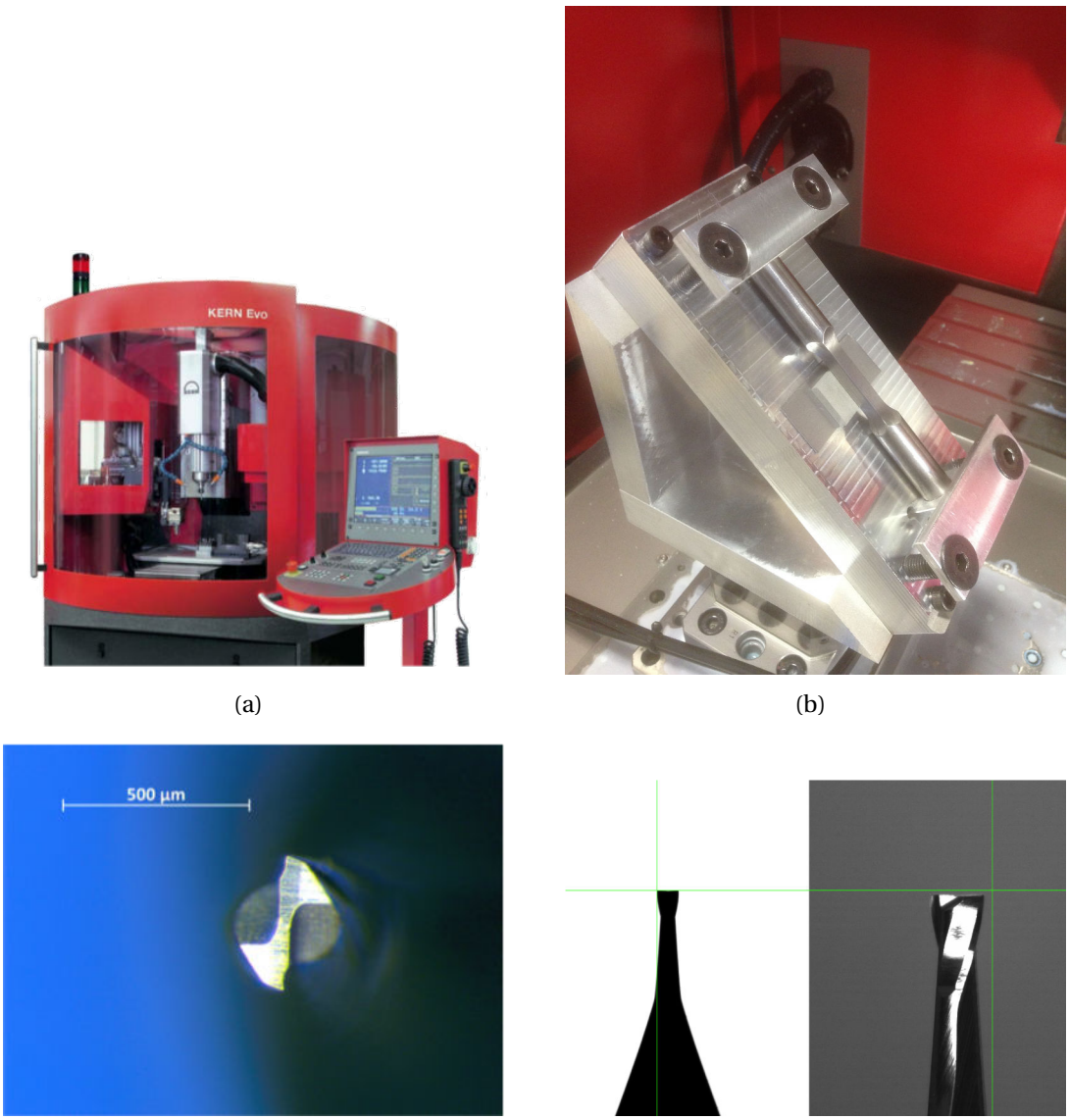
La première étape de la campagne d'essai consiste à fabriquer les défauts artificiels représentatifs d'un FOD en service sur une jambe de train d'atterrissage d'avion. Un des critères de choix pour chacune des méthodes a été la répétabilité du processus de fabrication du défaut. Les géométries et l'état de surface des défauts doivent être similaires et stables pour toutes les éprouvettes. L'objectif est d'obtenir le même impact sur la durée de vie des éprouvettes testées. Deux procédés d'obtention ont été retenus pour leur représentativité des défauts qui surviennent en service :

— le micro-usinage ;
— l'indentation quasi-statique.

3 Réalisation de défauts artificiels

3.1 Défauts micro-usinés

Pour la fabrication des défauts usinés, une machine de micro-usinage produite par Kern et représentée en figure 4.8(a) a été utilisée dans les locaux du Knowledge Training Center de l'Advance of Manufacturing Research Center de l'université de Sheffield avec l'aide d'Adam Cox. L'avantage de cette machine est sa précision au micromètre (permettant de contrôler précisément la profondeur et la géométrie du défaut), le coût relativement faible comparé à d'autres méthodes et la possibilité d'utiliser des fraises en carbure de tailles micrométriques (400 μm de diamètre pour la fraise utilisée, figures 4.8(c-d)). Un porte échantillon a été développé spécialement pour satisfaire aux exigences de cet usinage de haute précision (figure 4.8(b)). Il permet de mettre en position chaque éprouvette de façon adéquate et répétable pour l'usinage. La fraise étant petite, la vitesse de rotation de l'outil est très importante (40000 tr/min), on se rapproche ici du comportement d'une meule, un processus utilisé dans d'autres études [Gourdin *et al.*, 2017] pour simuler des défauts peu impactants pour la surface. Il s'agit de produire un défaut géométrique en limitant l'impact de ce défaut sur les caractéristiques mécaniques du matériau en sub-surface (changement de microstructure, contraintes résiduelles [Doremus *et al.*, 2015, Fleury *et al.*, 2017, Gourdin *et al.*, 2017]).

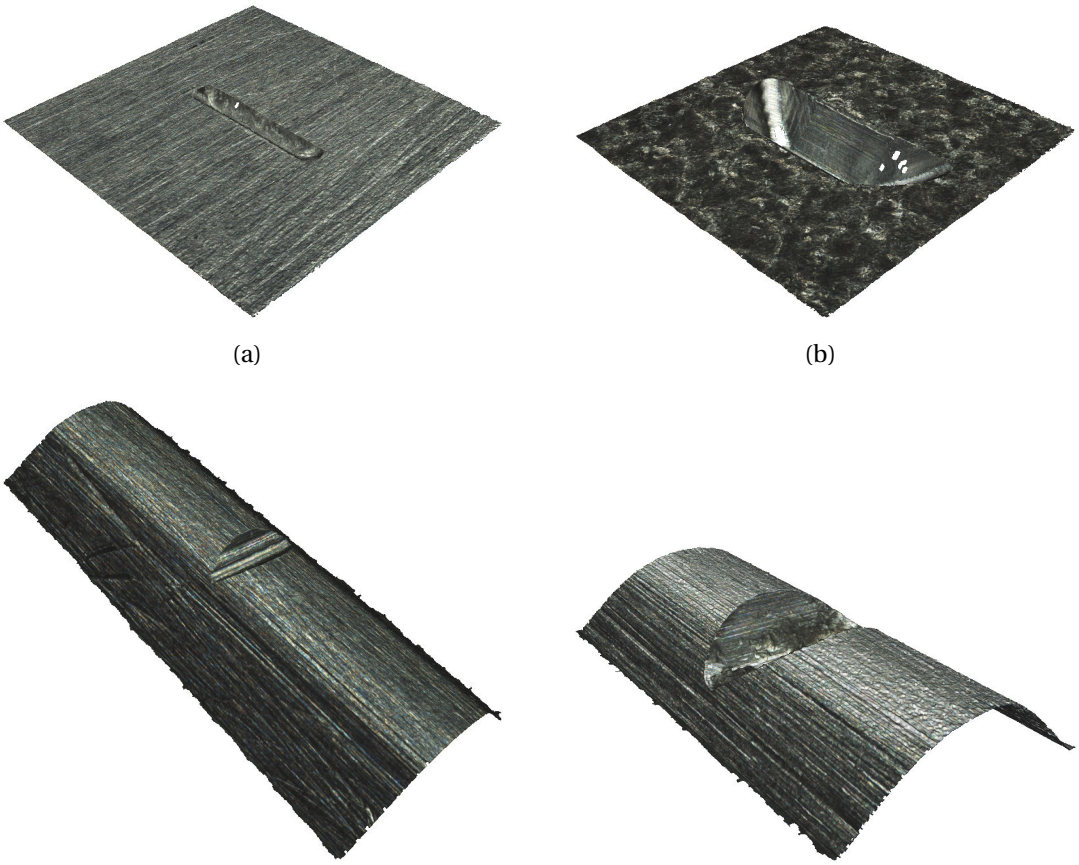


(a) (b)

(c) (d)

FIGURE 4.8 – (a) Machine de micro-usinage Kern. (b) Montage pour les micro-usinages. (c-d) Fraise Seco utilisée pour les micro-usinages [Seco, 2017]

L'outil de fraisage utilisé est une fraise 905004-MEGA-T 2 tailles dont les arêtes de coupe présentent un rayon très faible, indiqué comme nul par le fabricant (figure 4.8(c-d)). Quelques exemples de défauts obtenus sont présentés sur la figure 4.9.



(a) (b)

(c) (d)

FIGURE 4.9 – (a) Défaut usiné sur la face d'une profondeur de 65 μm. (b) Défaut usiné sur la face d'une profondeur de 250 μm. (c) Défaut usiné en coin d'une profondeur de 65 μm. (d) Défaut usiné en coin d'une profondeur de 250 μm

L'un des inconvénients de l'usinage d'un défaut pour simuler un FOD est que le procédé en lui-même est éloigné de l'incident en service. Les coups d'outils ou les impacts de corps étrangers se différencient des usinages par les contraintes résiduelles en fond de défaut, les microfissures dues au choc et à l'écrasement de la matière lors de l'impact et les changements de microstructure qui peuvent apparaître sont mal représentés par un défaut obtenu par usinage. Ainsi une seconde classe de défauts a été considérée.

3.2 Indentation quasi-statique

L'autre procédé retenu dans cette étude est l'usage d'un indenteur avec un chargement quasi-statique. Ce procédé a été choisi pour sa répétabilité et sa représentativité du défaut en service pour une jambe de train d'atterrissage : un impact à faible vitesse. Une fois que l'on a évalué la relation entre les caractéristiques du matériau, la

géométrie de la pièce à indenter (un coin ou une face) et les efforts à appliquer pour avoir un défaut caractéristique, il est assez facile de réaliser des défauts reproductibles sur les éprouvettes ou des éprouvettes présentant plusieurs défauts ayant les mêmes caractéristiques. Comme pour les usinages, les défauts réalisés par un procédé quasi-statique se rapprochent de défauts réels en service car la matière est endommagée par un objet extérieur. La différence principale entre un choc et l'indentation quasi-statique est la vitesse d'application du chargement. On utilise pour réaliser ces défauts une machine de traction/compression électromécanique munie d'un foret que l'on a précédemment affuté à la géométrie désirée (figure 4.10). On obtient les défauts des figures 4.11(a-b) avec un angle de 90° et un rayon d'une vingtaine de micromètres en fond de défaut. Dans un deuxième temps, pour étudier l'influence de la géométrie du défaut, des indentations Vickers ont été réalisés suivant le même procédé de chargement sur les faces d'éprouvettes grenaillées. La géométrie pyramidale est présentée sur la figure 4.11(c). L'angle est de 120° et le rayon d'une vingtaine de micromètres en fond de défaut.

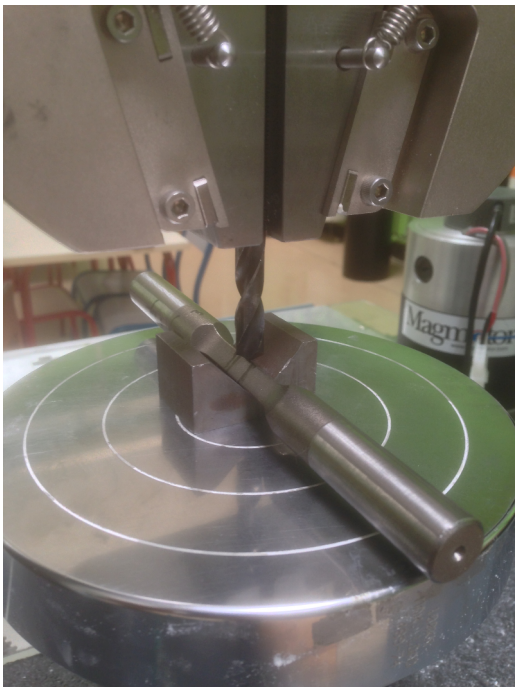
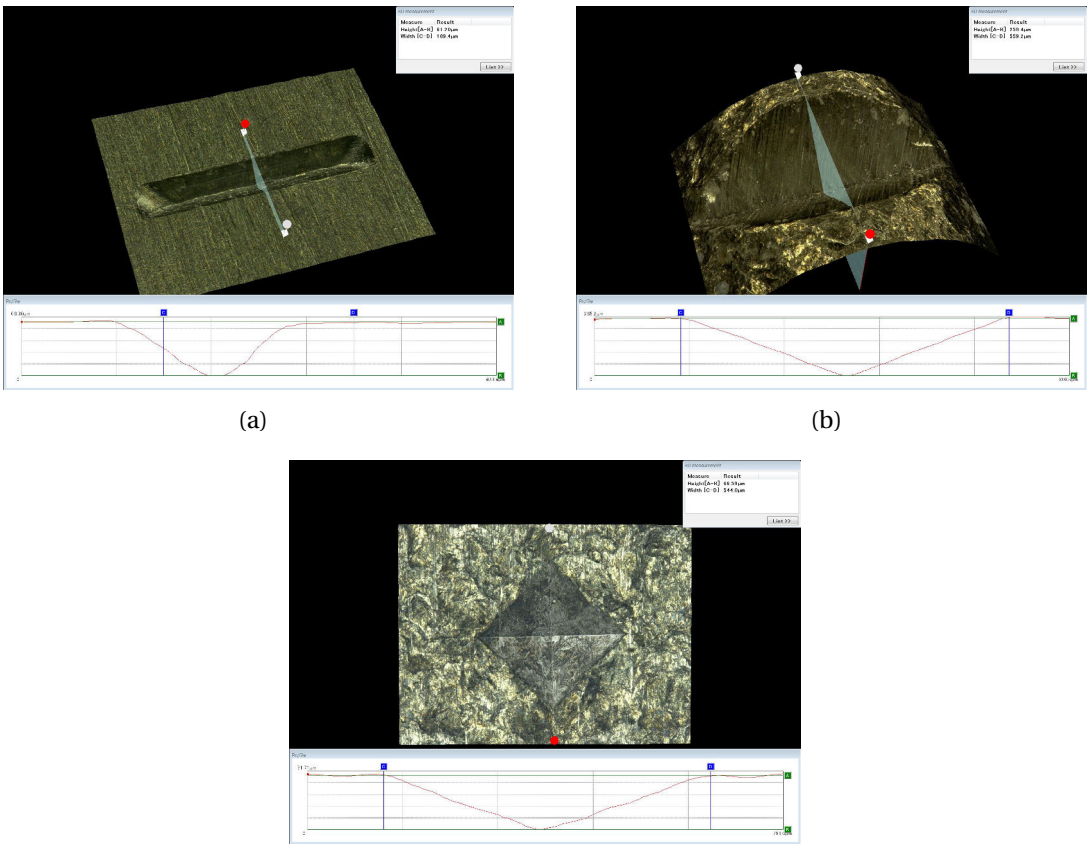


FIGURE 4.10 – Montage pour les indentations quasi-statiques



(a) (b)

(c)

FIGURE 4.11 – (a) Défaut indenté sur la face d'une profondeur de 65 μm. (b) Défaut indenté en coin d'une profondeur de 250 μm. (c) Défaut Vickers indenté sur la face d'une profondeur de 65 μm

4 Tenue en fatigue d'éprouvettes présentant des défauts artificiels

Les 68 éprouvettes KBR (figure 4.12) sont au cœur du projet de thèse car elles "modélisent" à l'échelle du laboratoire la jambe de train d'atterrissage d'avion. La machine de traction électrohydraulique utilisée a une capacité de 10 t. La géométrie des éprouvettes présente une zone utile de 30 mm à base carrée de dimension 7×7 mm puis des congés de raccordement reliant aux têtes circulaires pour limiter la concentration de contraintes dans les congé et éviter la rupture hors de la zone utile sur un défaut non identifié et non caractérisé. La figure 4.20 montre que cet objectif n'a pas toujours été atteint au cours des différents essais à cause de défauts dimensionnels ou de surface dus à l'usinage des éprouvettes.

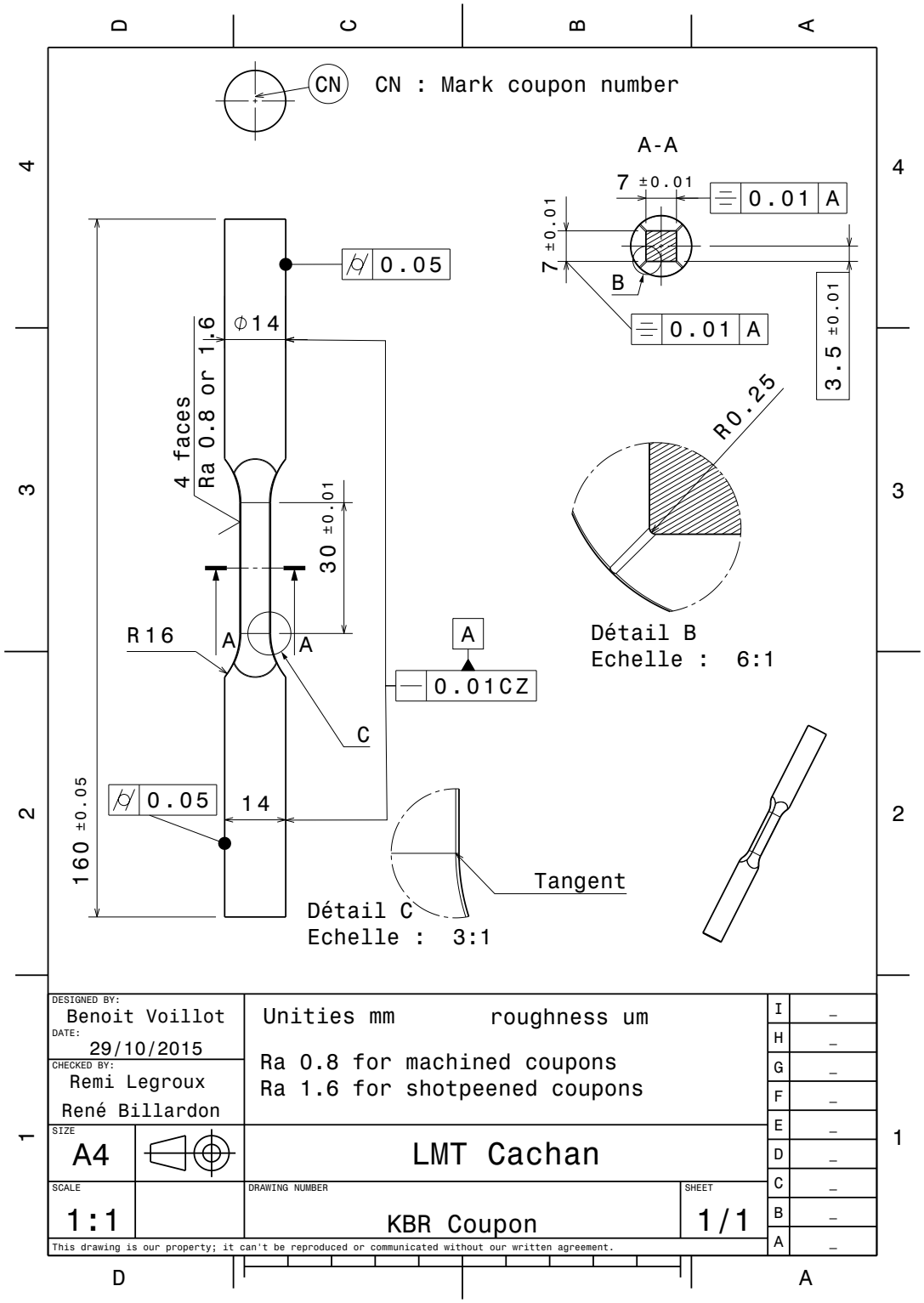


FIGURE 4.12 – Plan des éprouvettes KBR

4.1 Protocole expérimental

Les essais mis en place sont multi-instrumentés pour déterminer au mieux l'amorçage et la phase de propagation des fissures à partir d'un défaut fabriqué et caractérisé :

— deux caméras équipées d'objectifs télécentriques G 1 pour un post-traitement via CIN ;
— un suiveur de fissure électrique par différence de potentiel ;
— des analyses post-mortem.

Chaque moyen de mesure permet de déterminer les sites d'amorçage par :

— une augmentation des déformations locales pour la CIN ;
— une variation de la tension mesurée correspondant à une décohésion de la matière en pointe de défaut pour le suivi par différence de potentiel ;
— un aspect de surface propre à l'amorçage sur les analyses post-mortem du faciès de rupture des éprouvettes (figure 4.18(c)).

puis des informations sur la propagation de la fissure pour un nombre de cycles donné :

— une analyse des champs de déformations par la CIN ;
— une variation de la tension mesurée et donc une propagation de la fissure entre les deux électrodes pour le suivi par différence de potentiel ;
— un aspect de surface propre à la propagation sur les analyses post-mortem du faciès de rupture (figure 4.18(b)).

Pour SAFRAN Landing Systems, le nombre de cycles à rupture des éprouvettes est le critère retenu pour caractériser la durée de vie de l'alliage Ti5553. Ce critère de tenue en fatigue d'un matériau est retenu pour la majorité des tests de caractérisation en fatigue des matériaux car c'est une information simple à obtenir [Bathias *et al.*, 1980]. Pour étudier le comportement en fatigue de l'alliage Ti5553 SAFRAN Landing Systems utilise des éprouvettes de fatigue de diamètre 8 mm. Les éprouvettes de fatigue sont lisses/polies. Cette géométrie extrêmement contrôlée limite au maximum les concentrations locales de contraintes. La rugosité de l'éprouvette est fine ($Ra = 0,4$ μm) pour limiter l'amorçage sur des défauts surfaciques.

Les résultats de tenue en fatigue obtenus pour l'alliage Ti5553 et utilisés pour le dimensionnement en fatigue des jambes de trains d'atterrissage et des tiges coulissantes sont retranscrits sur le diagramme de Wöhler grâce à une courbe moyenne (la courbe bleue de la figure 4.13). Cette courbe possède une représentation statistique de la rupture des éprouvettes de fatigue axiales lisses. Dans le cas présent elle correspond à une probabilité de rupture de 50%. Cette courbe constitue une limite haute pour tous les résultats qui seront obtenus dans ce travail. En effet, elle représente la durée de vie en fatigue du matériau Ti5553 (via les éprouvettes de fatigue) et non celle de pièces réelles qui présentent des géométries variées et des défauts de surface. L'alliage constituant les pièces en service et a fortiori les éprouvettes KBR testées ici possèdent les mêmes caractéristiques de fatigue intrinsèques au matériau. Pour modéliser correctement le comportement en fatigue de pièces réelles, il faut ajouter à ce comportement l'influence des défauts de fabrication (forgeage, usinage, grenaillage) qui induisent des changements de microstructure et des points de fragilité du matériau en surface et

en volume ainsi que l'influence des géométries complexes des pièces en services et des éprouvettes KBR qui provoquent des concentrations de contraintes (coins, congés, etc.) et qui fragilisent les pièces. Tous ces facteurs impactent la durée de vie en fatigue de la pièce et dégradent les performances mécaniques en comparaison des éprouvettes de fatigue lisses/polies. Pour le dimensionnement des structures en service il est donc insuffisant de se baser uniquement sur les résultats de fatigue du matériau.

Pour dimensionner les pièces qui volent, les bureaux d'études de SAFRAN Landing Systems se basent sur la courbe de conception ou P-S-N (en rouge sur la figure 4.13). Cette courbe est déduite de la courbe de fatigue après correction d'un coefficient de sécurité. Le coefficient de sécurité correspond à une translation de -3σ (3 fois l'écart type des points constituant la courbe de fatigue) sous la courbe de fatigue. Une marge classique pour dimensionner les structures dans l'aéronautique [Bathias *et al.*, 1980] qui correspond à une probabilité de survie de 10^{-3}. La marge de sécurité associée au coefficient compense la méconnaissance de tous les paramètres influençant la durée de vie des pièces en fatigue : les défauts de fabrication, les concentrations locales de contraintes dans des zones mal connues, les traitements mécaniques (*e.g.*, grenaillage) dont l'influence varie en fonction des zones de la pièce (face, coin), ...

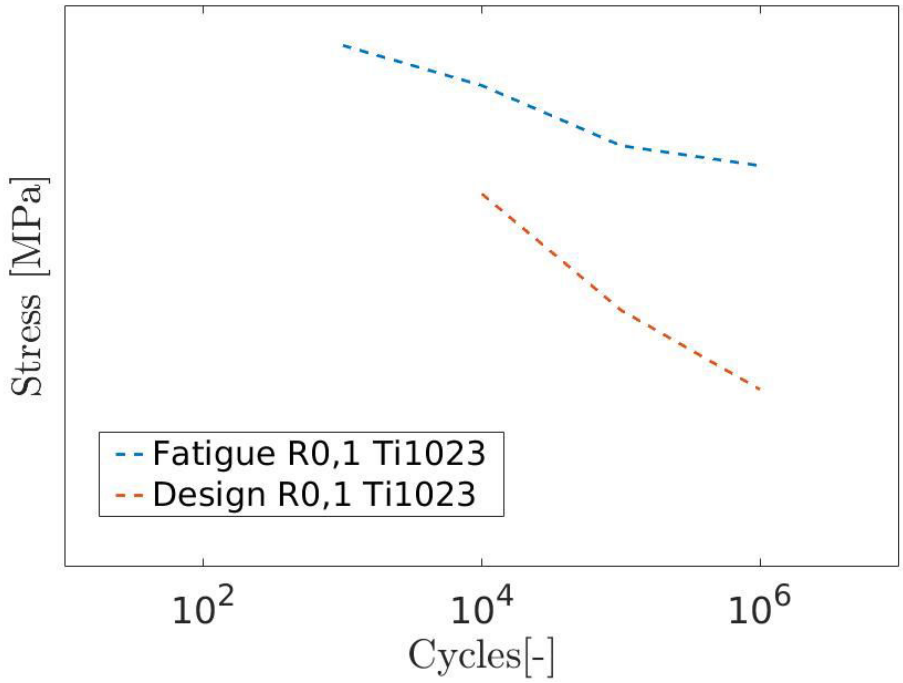


FIGURE 4.13 – Tracés des courbes de Wöhler de l'alliage de titane Ti1023 (dont le comportement est très proche de l'alliage Ti5553) en bleu et courbe de conception associée en rouge. Ces deux courbes correspondent à une probabilité de survie respective de 0,5 et 10^{-3}

Les limites de cette méthode par coefficient de sécurité sont assez grossières et

conservatives. Lorsque l'on veut optimiser le dimensionnement des pièces en limitant la masse et le coût des structures il est nécessaire de comprendre l'origine des variabilités. Les essais réalisés dans ce travail apportent des réponses expérimentales à la tenue en fatigue de pièces à géométrie complexe grenaillées telle que l'on peut les trouver en service. On comparera les résultats de tenue en fatigue des éprouvettes testées avec la courbe de conception. L'objectif est d'enrichir la courbe de conception pour montrer les points forts et les limites d'une telle méthode de dimensionnement. L'objectif est de déterminer les situations où l'utilisation de cette courbe est suffisante de celles où une connaissance plus poussée est nécessaire.

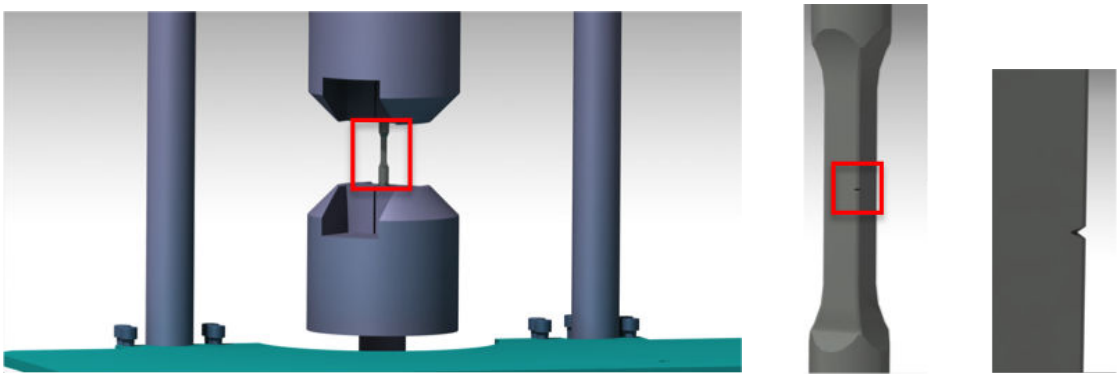
Expérimentalement, on place les données obtenues lors des essais sur le même graphique de Wöhler que la figure 4.13 pour comparer les données de fatigue et de conception de l'alliage de titane avec les résultats d'essais. Les points expérimentaux placés sur le graphique sont les points de rupture des éprouvettes KBR. La rupture de l'éprouvette est le premier critère adopté pour la tenue en fatigue des éprouvettes KBR. On enrichira ensuite le dépouillement des essais grâce aux différents moyens de mesure mis en oeuvre lors des essais (CIN et suiveur de fissure). Ils permettent d'optimiser la détection des amorçages de fissure et d'étudier les phases de propagation pour différents types de défaut.

Pour réaliser les essais de tenue en fatigue des éprouvettes KBR, le montage de la figure 4.14 a été mis en place. Il permet de réaliser des tests cycliques pour des rapports de charge $R_\sigma = 0,1$ pilotés en effort avec des contraintes maximales atteignant 0.67 u.a.. La machine de traction est limitée en fréquence, à une dizaine de Hertz pour les faibles chargements (0.27 u.a.) ou à 5 Hz pour les chargements plus importants. Cette limite est due à la capacité de la servovalve.

On voit sur la figure 4.14 le montage des caméras Manta 2 G. Elles sont au nombre de deux sur les essais et permettent d'observer des zones de 9×9 mm par l'intermédiaire d'un objectif télécentrique G 1. Elles permettent l'observation de deux faces sur une section de la zone utile (celle sur laquelle des défauts ont été réalisés). Les caméras sont particulièrement adaptées pour les essais sur des éprouvettes multidéfaut (présentant plusieurs défauts) car la mesure de champ rend possible l'étude de plusieurs défauts simultanément.

FIGURE 4.14 – Montage d'essai pour les éprouvettes KBR

La figure 4.15(a) est le modèle CAO de l'expérience. Cette maquette numérique permet de pré visualiser dans l'espace la bonne mise en place des différents composants de l'essai. La figure 4.15(b) présente une éprouvette KBR avec un défaut artificiel dans un coin. La figure 4.15(c) est l'image virtuelle obtenue en se plaçant au niveau d'une des caméras équipant l'essai.



(a) (b) (c)

FIGURE 4.15 – (a) Maquette CAO du montage d'essai des éprouvettes KBR. (b) Eprouvette avec un défaut dans un coin. (c) Image virtuelle d'une des caméras visant l'éprouvette

La figure 4.16 illustre l'instrumentation des éprouvettes KBR avec un suivi de potentiel électrique de part et d'autre du défaut fabriqué. Les différences de potentiel mesurées (figure 4.27) évoluent avec la propagation du front de fissure au cours des cycles. L'arrivée de courant de puissance se situe au niveau des têtes des éprouvettes par l'intermédiaire de colliers qui assurent un bon contact électrique entre les câbles et l'éprouvette. Cela stabilise et améliore les mesures. La fixation du câble de mesure n'est pas réalisé classiquement avec des points de soudure [Doremus *et al.*, 2015] mais avec un collage par cosse électrique et laque d'argent. Cette technique permet d'assurer le maintien du contact électrique (avec plus ou moins de succès) au cours de l'essai sans endommager l'éprouvette.

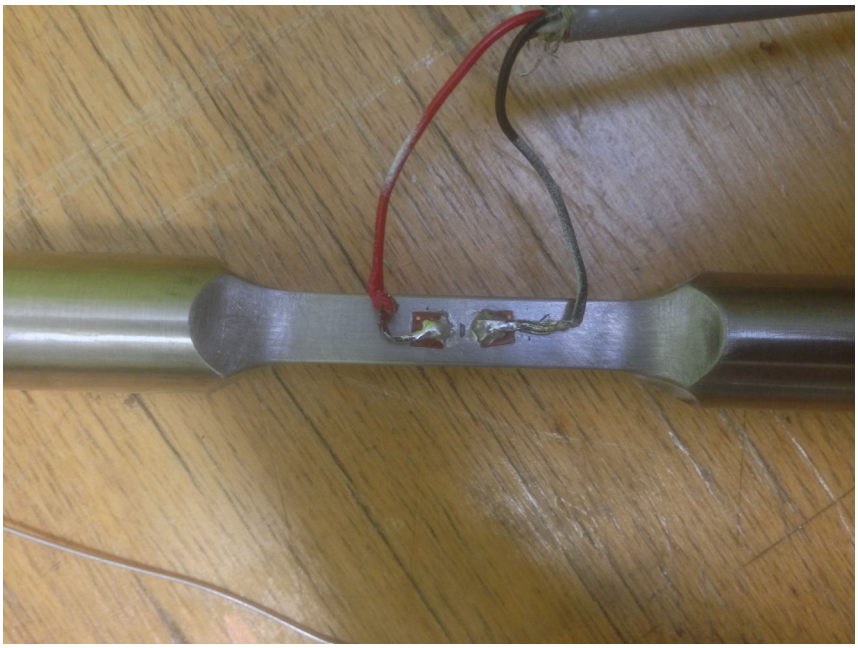


FIGURE 4.16 – Montage du suiveur de fissure sur les éprouvettes KBR

4.2 Influence du grenaillage sur la durée de vie

Lors des premiers essais, de nombreuses éprouvettes n'ont pas amorcé ni rompu à partir des défauts mais dans les congés de raccordement entre la zone utile et les têtes. En analysant les micrographies post-mortem (figure 4.17), on observe un amorçage dans les congés de raccordement au niveau des coins de l'éprouvette. Cela s'explique par l'augmentation du coefficient de concentration de contraintes [Faurie et Monnier, 1987] qui a une valeur calculée à 1,2 dans le cas des congés de raccordement des éprouvettes KBR. Les contraintes sont amplifiées de 20% dans cette zone. Les coins sont particulièrement sensibles à cette concentration de contraintes. En plus de la concentration de contrainte ils présentent des défauts géométriques car ce sont des zones difficiles à usiner et à polir. La figure 4.17 présente le faciès de rupture de l'éprouvette KBR7, une éprouvette grenaillée qui a rompu dans un coin de congé de

raccordement. On observe un faciès de rupture proche de celui montré par [Duval, 2013] et présenté en figure 4.18. On distingue le lieu d'amorçage dans le coin supérieur gauche (figure 4.17(c)) à partir du quel la fissure s'est initiée puis a propagé. Cette zone est appelée P1 dans la figure 4.17(b) et correspond à la zone (1) de la figure 4.18. Un zoom de la zone où la fissure a propagé est présenté en figure 4.17(d). Dans les zones nommées D de la figure 4.17(b) et sur les micrographies zoomées 4.17(e-f), le faciès est caractéristique d'une rupture ductile qui a eu lieu lorsque le ligament restant sur l'éprouvette s'est avéré insuffisant pour supporter les efforts maximaux de l'essai cyclique. Cette zone correspond à la zone (2) dans la figure 4.18. L'éprouvette a rompu lors d'un chargement à effort maximum lorsque ce ligament s'est avéré trop petit pour supporter l'effort appliqué par la machine. Les cupules de la figure 4.17(e) sont caractéristiques d'une rupture ductile de l'alliage Ti5553 [Duval, 2013]. Le flanc de l'éprouvette présente un faciès incliné comme celui de la région (3) de la micrographie 4.18. Pour étayer ces observations, on calcule la section qui subsistait lors de la rupture ductile. On obtient en retirant la surface sur laquelle on observe un faciès de rupture de propagation (cf. figure 4.19) et en appliquant le facteur de concentration de contrainte $kt = 1,2$ puisque l'on se situe dans le congé de raccordement une contrainte lors des derniers cycles de propagation d'une valeur d'environ 0.82 u.a. ce qui correspond à la résistance mécanique de l'alliage de titane Ti5553 (cf. chapitre 1).

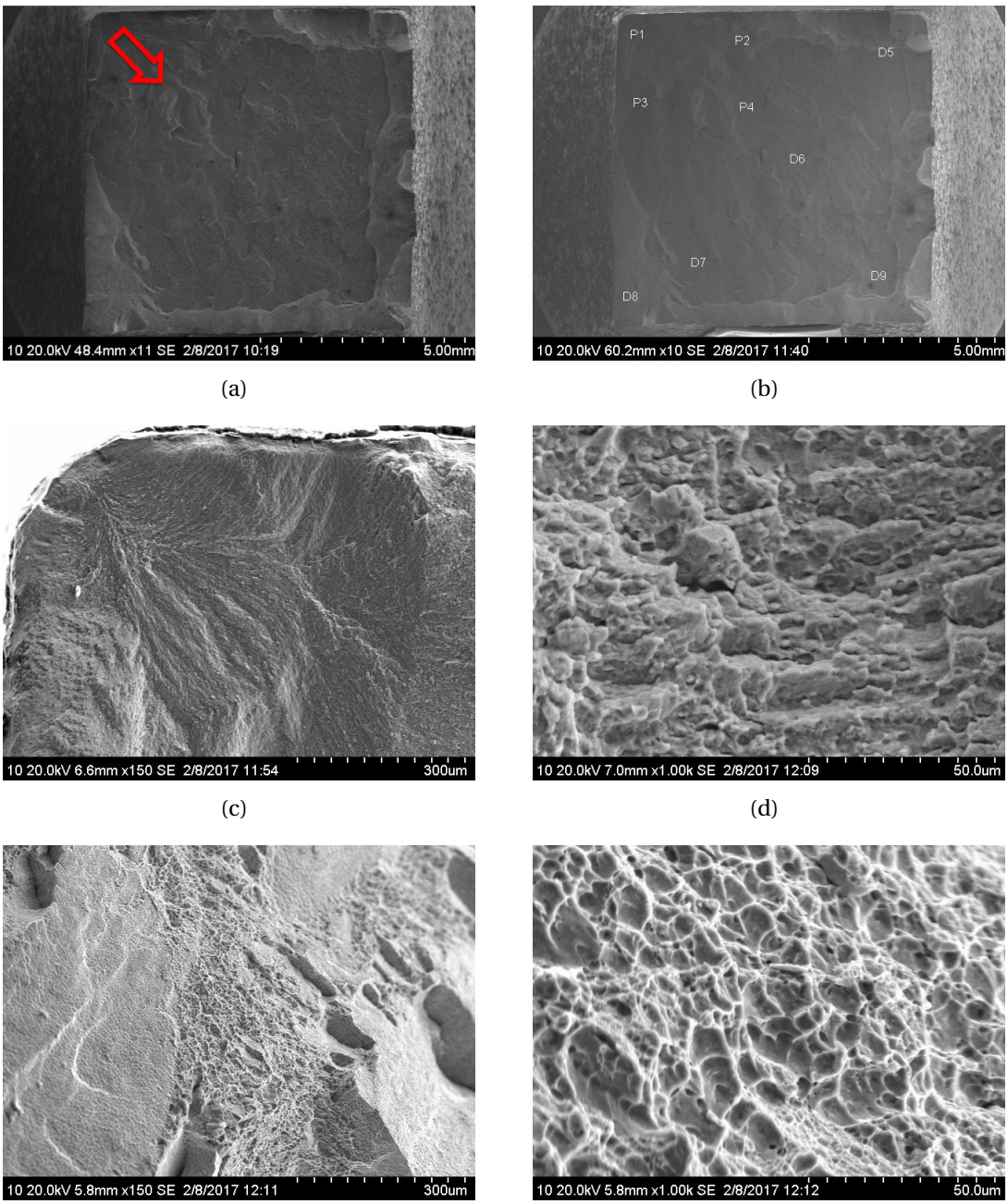


FIGURE 4.17 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR 7 ayant propagé à partir d'un congé de raccordement. (a) Ensemble du faciès de rupture, la flèche rouge indique la direction de propagation ; (b) les zones P indiquent un faciès de propagation et les zones D un faciès de rupture ductile ; (c) faciès d'amorçage avec propagation ; (d) zoom dans la zone de propagation ; (e) faciès de rupture ductile lors du dernier chargement ; (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules

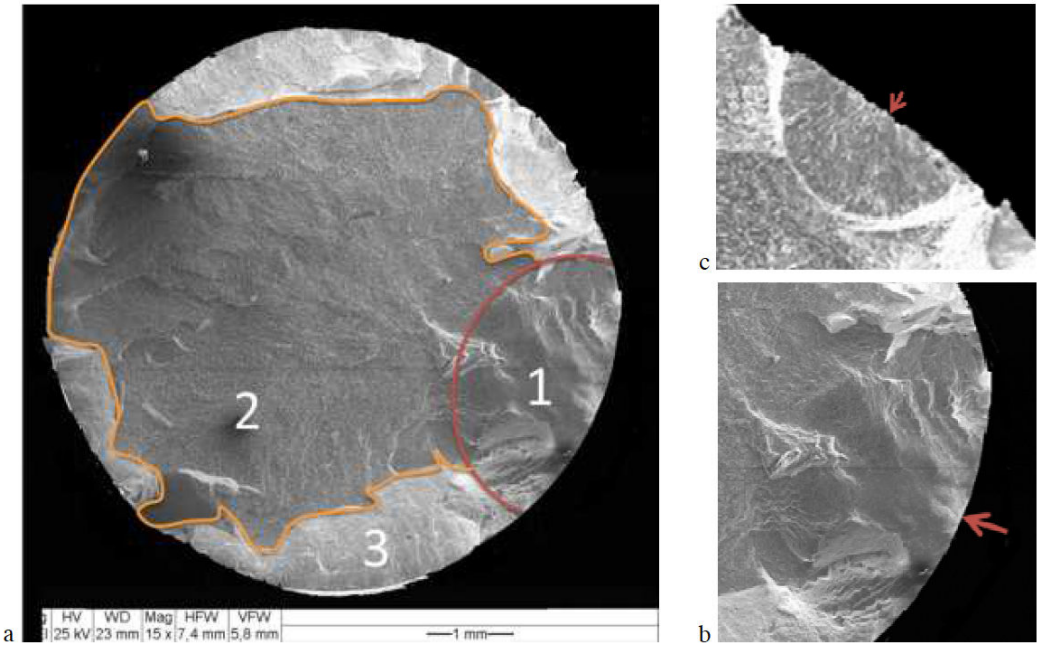


FIGURE 4.18 – Faciès de rupture d'une éprouvette Ti5553 forgée testée en fatigue [Duval, 2013], les flèches rouges indiquent le lieu d'amorçage. (1) Zone de propagation de fissure lors des cycles ; (2) rupture finale ductile ; (3) flanc des éprouvettes présentant des surfaces inclinées. (b) Zoom sur la zone de propagation ; (c) lieu d'amorçage d'une fissure

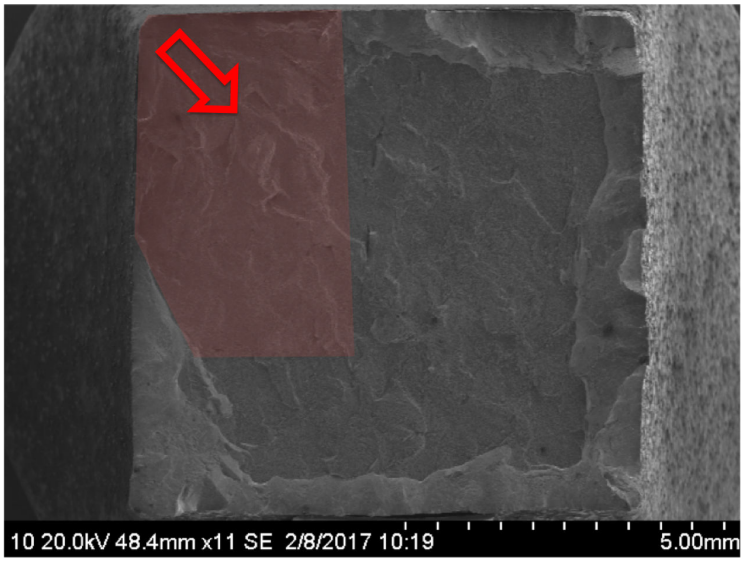
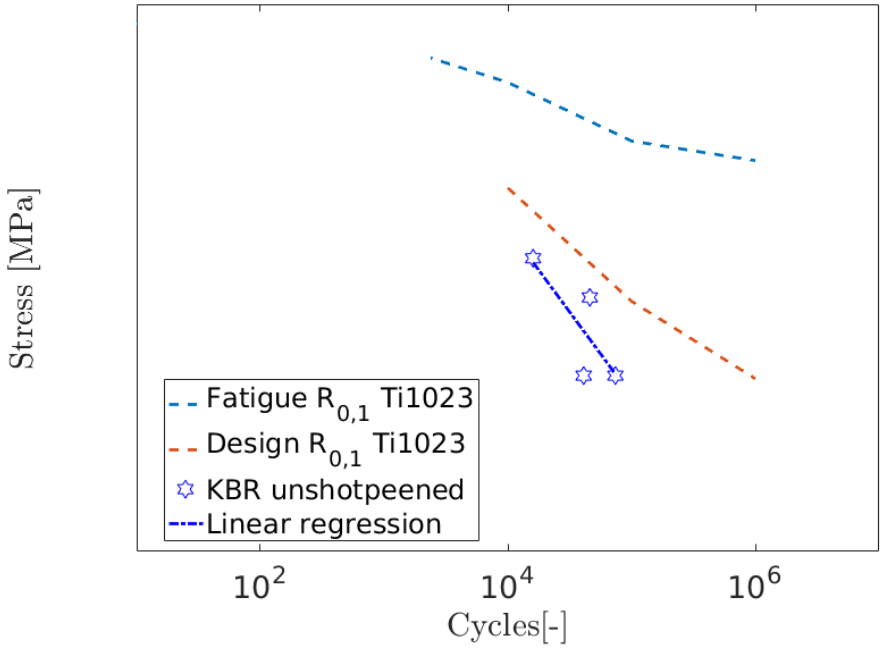
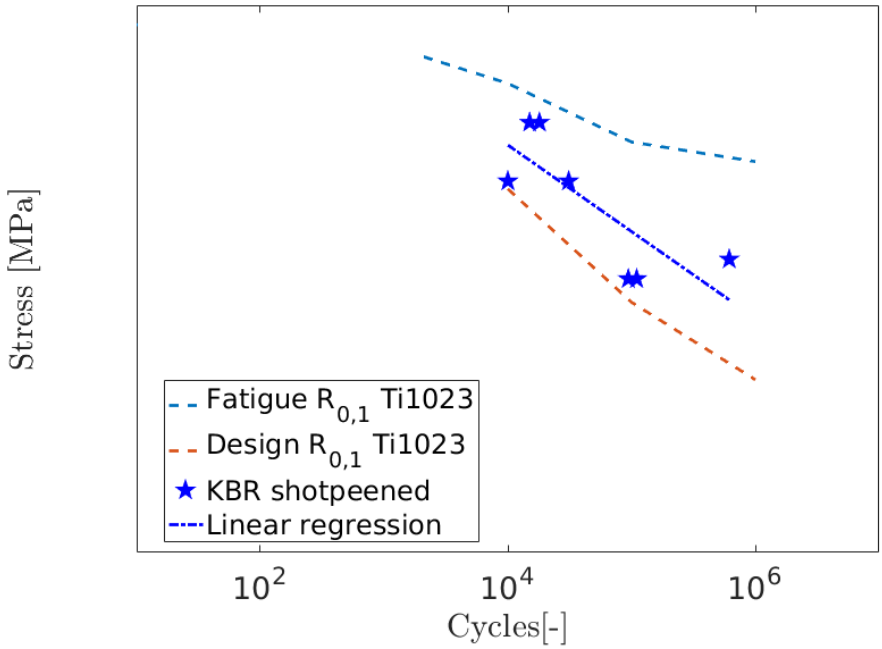


FIGURE 4.19 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR 7 ayant rompu dans un congé. La zone en rouge correspond au faciès de propagation, le reste de l'éprouvette a subi une rupture ductile lors du dernier cycle de chargement. La flèche rouge indique la direction de la propagation

En tout, huit éprouvettes ont rompu dans les congés de raccordement à différentes amplitudes de chargement. Les résultats de rupture des deux catégories d'éprouvettes (grenaillées et brutes d'usinage) sont regroupés dans la figure 4.20. On compare la figure 4.20(a) et la figure 4.20(b) qui présente les points de rupture des éprouvettes dans le diagramme de Wöhler. Les éprouvettes qui avaient toutes un défaut artificiel de petites dimensions (de 30 à 120 μm) ont rompu dans les congés de raccordement (plus précisément dans les coins de ceux-ci) sur des défauts non caractérisés. Il est impossible de tirer des conclusions quant à la taille de défaut qui a mené à rupture. Cependant, il existe une nette différence entre les deux populations d'éprouvettes (avec et sans grenaillage). La figure 4.20(a) regroupe des éprouvettes brutes d'usinage n'ayant pas subi de traitement de grenaillage avant essai. La figure 4.20(b) regroupe des éprouvettes grenaillées F10A. On observe que les ruptures d'éprouvettes se produisent à des amplitudes de charge et des nombres de cycles plus élevés que la population non grenaillée. Cela confirme le bénéfice global du grenaillage sur la tenue en fatigue de pièces à géométries complexes [Guillemot *et al.*, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011, Hill, 2016]. Il est intéressant de noter que les ruptures pour les populations d'éprouvettes grenaillées et non-grenaillées se trouvent de part et d'autre de la courbe de conception.



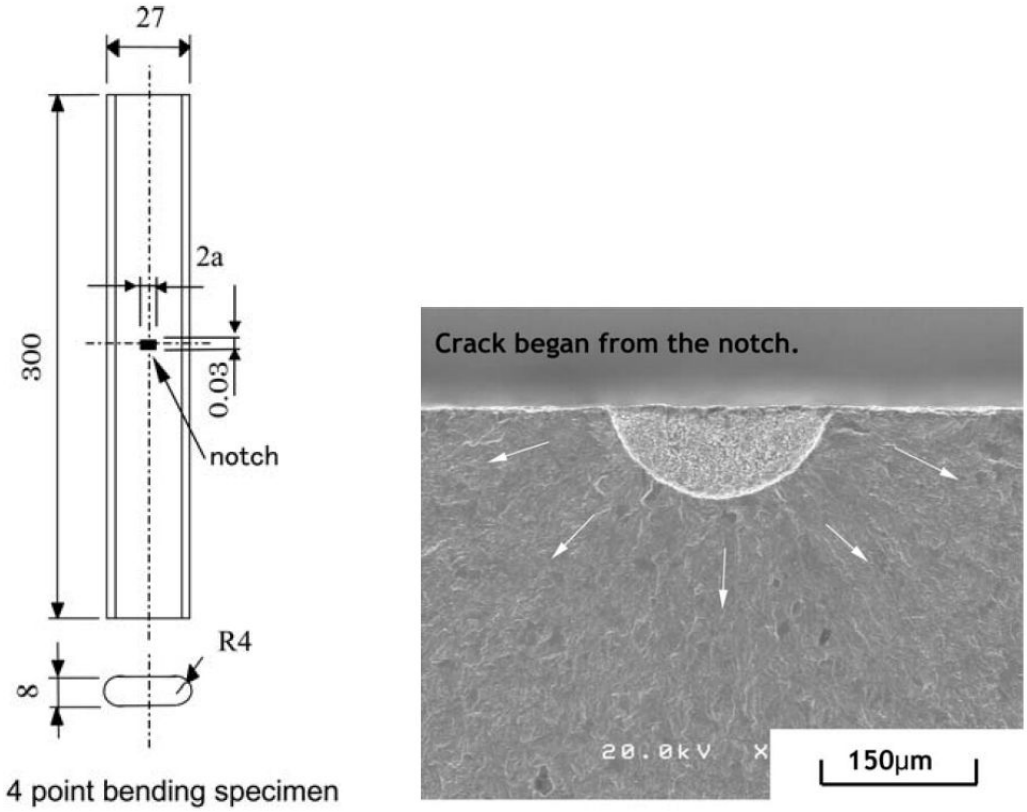
(a)



(b)

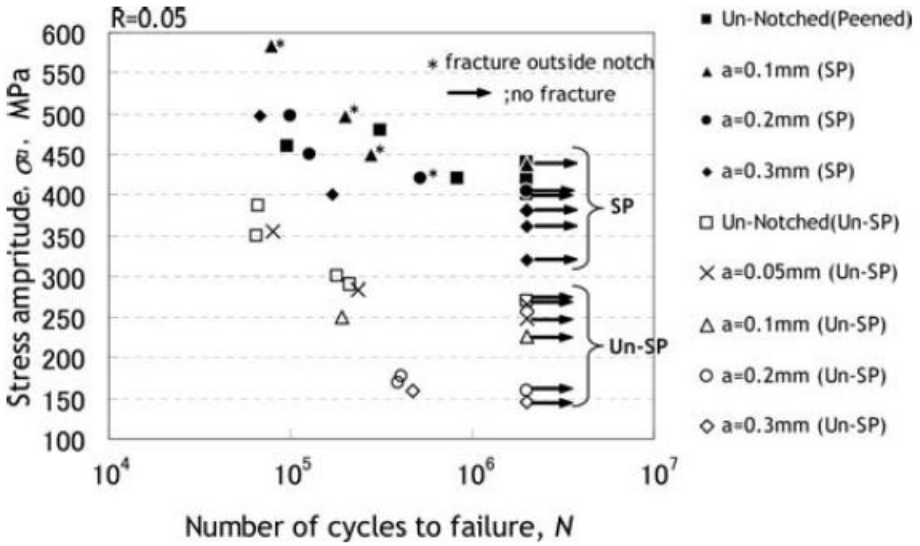
FIGURE 4.20 – Eprouvettes KBR ayant rompu dans les congés de raccordement (a) Eprouvette KBR usinée et non grenaillée. (b) Eprouvette KBR usinée et grenaillée

Le même phénomène bénéfique du grenaillage est observé pour les éprouvettes présentant des défauts fabriqués et documentés [Takahashi *et al.*, 2008]. Comme dans le cadre de notre étude, des défauts artificiels en forme de disque (figure 4.21(b)) sont réalisés sur une population d'éprouvettes en acier (figure 4.21(a)). Suite à la fabrication des défauts, une partie des éprouvettes est grenaillées et présente des contraintes de compression jusqu'à une profondeur de 370 μm avec maximum de contraintes résiduelles de compression de 670 MPa, l'autre partie des éprouvettes est non grenaillée. Les résultats obtenus montrent une influence importante du grenaillage avec une nette amélioration de la tenue de vie en fatigue des pièces avec des défauts importants après un grenaillage. Pour des défauts allant jusqu'à 200 μm de profondeur la durée de vie des éprouvettes grenaillées est peu ou pas affectée par la présence du défaut alors que pour les éprouvettes non grenaillées, la tenue en fatigue se dégrade dès que les défauts atteignent 60 μm (figure 4.22).

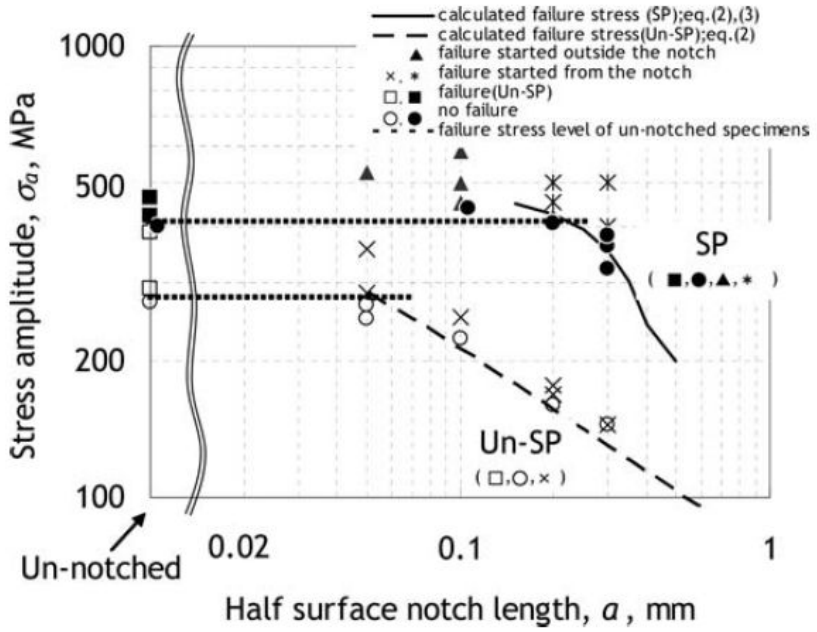


(a) (b)

FIGURE 4.21 – (a) Géométrie de l'éprouvette testée en flexion, (b) observation d'un défaut après amorçage pour un rayon a=0,1 mm [Takahashi *et al.*, 2008]



(a)



(b)

FIGURE 4.22 – (a) Résultats d'essais de fatigue exprimés sur la courbe de Wöhler en fonction des tailles de défauts. (b) Amplitudes de contraintes minimales à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut [Takahashi *et al.*, 2008]

Le même type d'étude a été conduite [Sakamoto *et al.*, 2014, Sakamoto *et al.*, 2015]

sur d'autres aciers et a mené aux résultats de la figure 4.23. Les auteurs notent une nette influence du grenaillage sur la tenue en fatigue de pièces présentant des défauts. L'amplitude de contrainte à appliquer pour mener les éprouvettes avec petit défaut à rupture est supérieure de 15% lorsque un traitement de grenaillage été effectué. Pour les plus gros défauts, cette différence en tenue de vie s'accroit proportionnellement à la taille du défaut. Il est à noter l'absence d'influence des gros défauts sur la tenue en fatigue des pièces grenaillées.

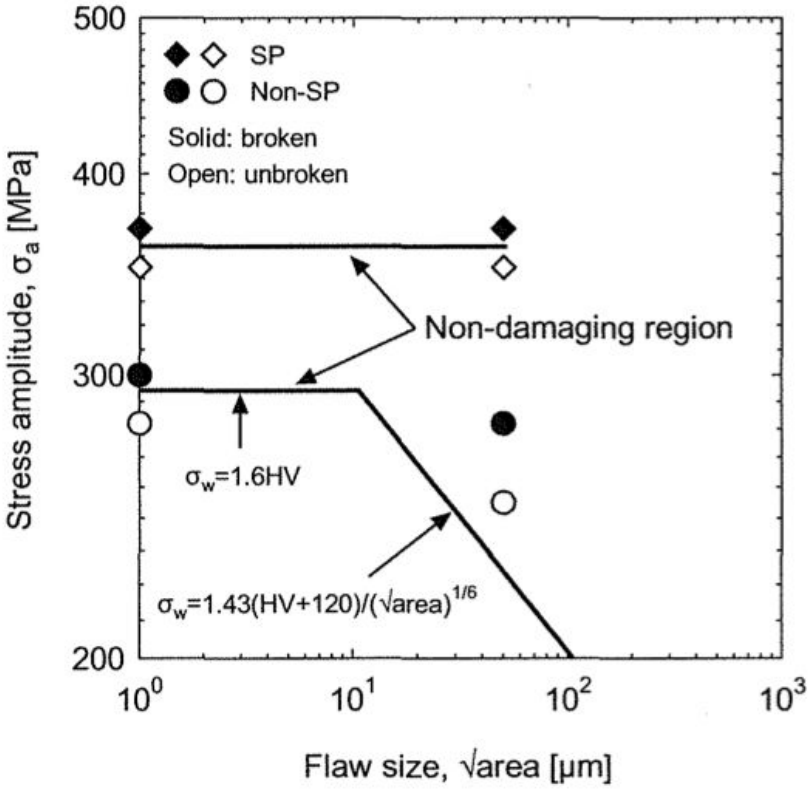


FIGURE 4.23 – Autre étude présentant des conclusions similaires quant aux amplitudes de contraintes minimales à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut [Sakamoto *et al.*, 2014, Sakamoto *et al.*, 2015]

Notre cas d'étude est légèrement différent puisque le grenaillage a été effectué avant que les défauts ne soient fabriqués. Cette configuration correspondant à l'occurrence d'un FOD sur une pièce en service grenaillée. La représentation des données dans un diagramme similaire est tracée en figure 4.88.

4.3 Analyse de rupture sur défauts usinés

Plusieurs études mettent en évidence l'évolution des contraintes résiduelles lors d'essais cycliques. Les mêmes mécanismes de microplastification entrent en jeu lors

de phénomènes de fatigue ou lors d'un grenaillage [Champoux *et al.*, 1988, Zhuang et Halford, 2001]. L'influence des contraintes résiduelles est donc amenée à varier au cours des chargements cycliques en fonction de l'amplitude des chargements et du nombre de cycles.

Les éprouvettes testées dans la suite de ce travail présentent deux états de surface :

— 24 éprouvettes sont usinées mais non grenaillées ;

— 44 éprouvettes sont usinées et grenaillées F10A.

La population d'éprouvettes grenaillées est plus nombreuse car ces éprouvettes sont représentatives de la surface en service des structures de train d'atterrissage. On nommera les éprouvettes KBR suivi du numéro qui leur a été attribué lors de leur extraction de la tige coulissante (figure 1.17).

Des différentes techniques de dépouillement sont mises en oeuvre dans des articles traitant d'amorçage ou de propagation de fissures à partir de défauts. Les travaux [Doremus *et al.*, 2015, Fleury *et al.*, 2017, Gourdin *et al.*, 2017] sont instrumentés avec suiveur de fissures et analyses post-mortem. Des articles traitant de la propagation de fissures [Roux et Hild, 2006, Réthoré, 2010] utilisent quant à eux la CIN. La multi-instrumentation des essais permet de réunir et comparer les différents moyens de mesure et les différentes informations entre eux. La confrontation de mesures de natures variées a peu été faite [Boutet, 2015]. Les essais de ce travail sont tous réalisés de manière identique avec des blocs de 500 ou 1000 cycles entrecoupés de montée et descente au chargement maximum et minimum pour effectuer les prises d'image et les mesures de potentiel utiles au dépouillement. La figure 4.24 illustre l'historique de chargement type des essais.

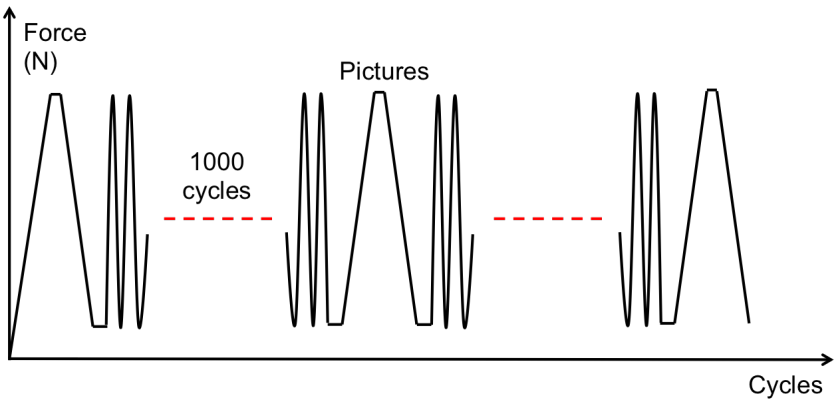
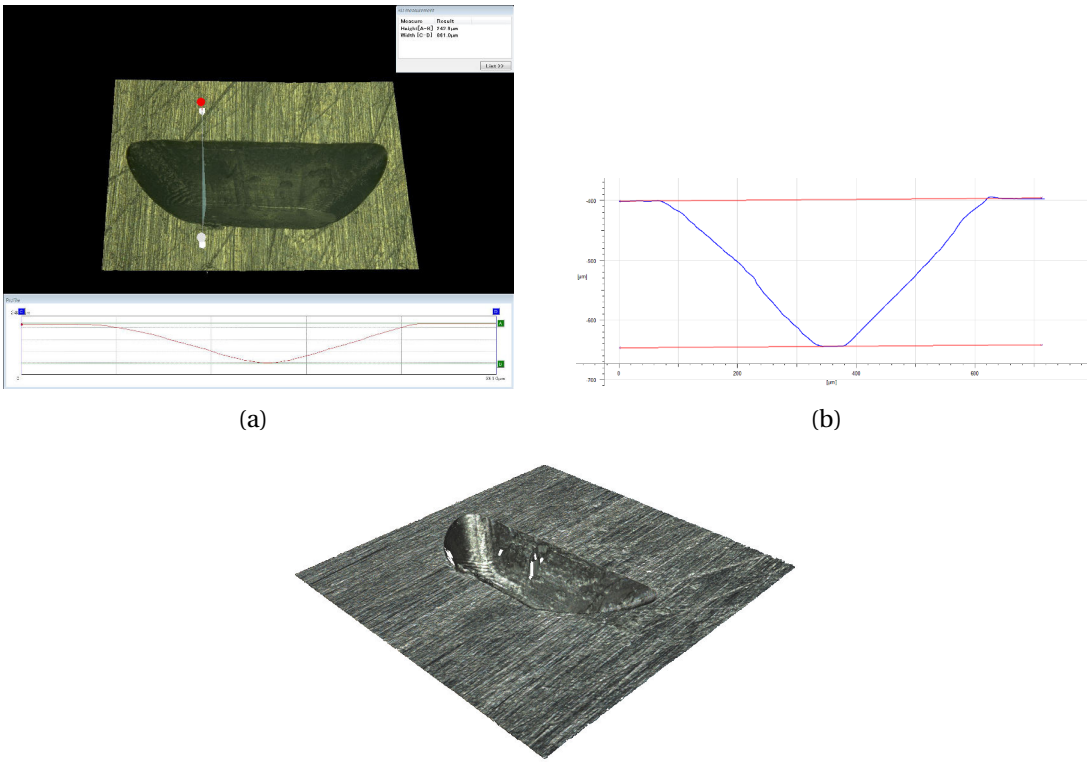


FIGURE 4.24 – Historique de chargement des éprouvettes KBR

4.3.1 Essai sur l'éprouvette KBR44

L'essai sur l'éprouvette KBR44 est un bon exemple des essais menés au cours de cette campagne. Cette éprouvette est usinée mais non grenaillée. Elle a subi un micro-usinage sur une face provoquant un défaut de 1200 μm de long, 500 μm de large et

250 μm de profondeur. L'angle en fond de défaut est de 90° et le rayon en fond de défaut est proche de 20 μm (figure 4.25).



(a) (b)

(c)

FIGURE 4.25 – Défaut micro-usiné sur l'éprouvette KBR44. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b)

Le défaut est considéré comme sévère (pour un défaut en service) par le Southwest Research Institute (figure 4.6). L'éprouvette n'étant pas grenaillée, on s'attend à une rupture pour un faible nombre de cycles. On décide de tester l'éprouvette à un faible niveau de contrainte maximale (0.27 u.a.) pour un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$. On inclut dans le diagramme de Wöhler de référence le résultat de cet essai (figure 4.26). En abscisse le nombre de cycles à rupture de cette éprouvette (19000 cycles) qui correspond au niveau de contrainte maximale de l'essai en ordonnée. L'éprouvette a rompu sous la courbe de conception. Ce type de défaut est donc particulièrement impactant et dangereux pour des pièces en service et doit être évité absolument. Le défaut étant important il est aisé de le détecter, de le réparer (par polissage ou ajout de matière par fabrication additive) ou de remplacer la pièce lors de la maintenance.

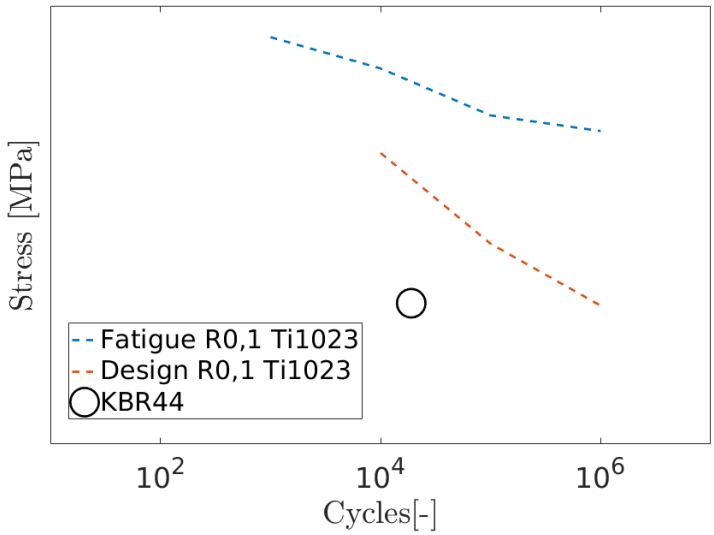


FIGURE 4.26 – Nombre de cycles à rupture de l'éprouvette KBR44 dans le diagramme de Wöhler de référence

Lors de cet essai, l'éprouvette a été instrumentée avec un suivi de fissure par différence de potentiel comme illustré par la figure 4.16. Les résultats de suivi électrique sont détaillés dans la figure 4.27. La tension augmente entre les deux points de mesure de potentiel lorsque la fissure se propage et ce jusqu'à rupture de l'éprouvette au bout de 19000 cycles.

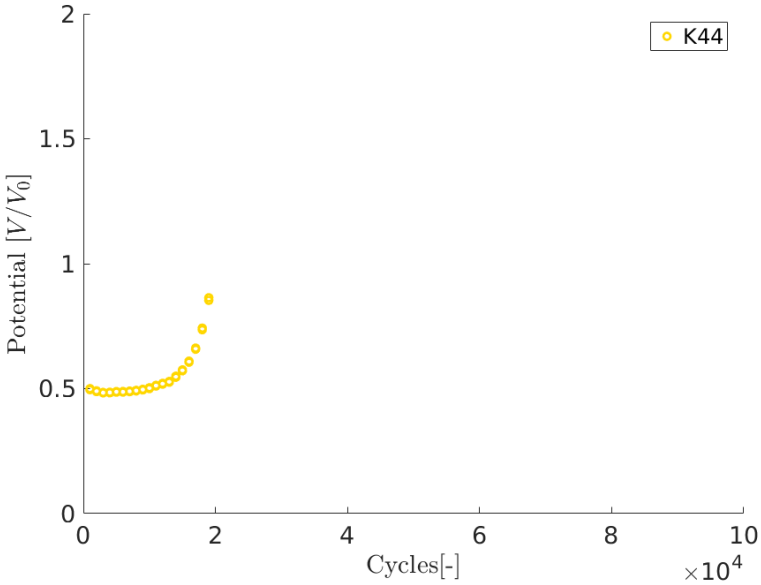


FIGURE 4.27 – Suivi par différence de potentiel de la fissure amorcée sur le défaut de l'éprouvette KBR44

Un mouchetis permettant l'analyse des images par CIN a été déposé sur la surface (figure 4.28). Il s'agit d'une image prise à chargement maximal lors de la dernière série de photos à 19000 cycles. On observe les cosses et les points de laque d'argent qui entourent le défaut et permettent les mesures de potentiel ainsi que la fissure qui a propagé en fond de défaut puis de part et d'autre de celui-ci.

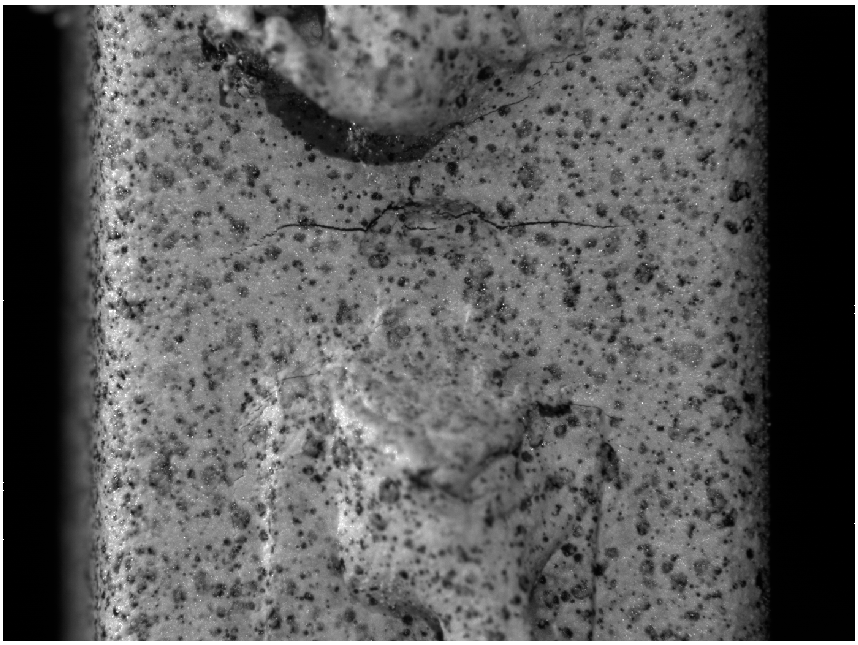


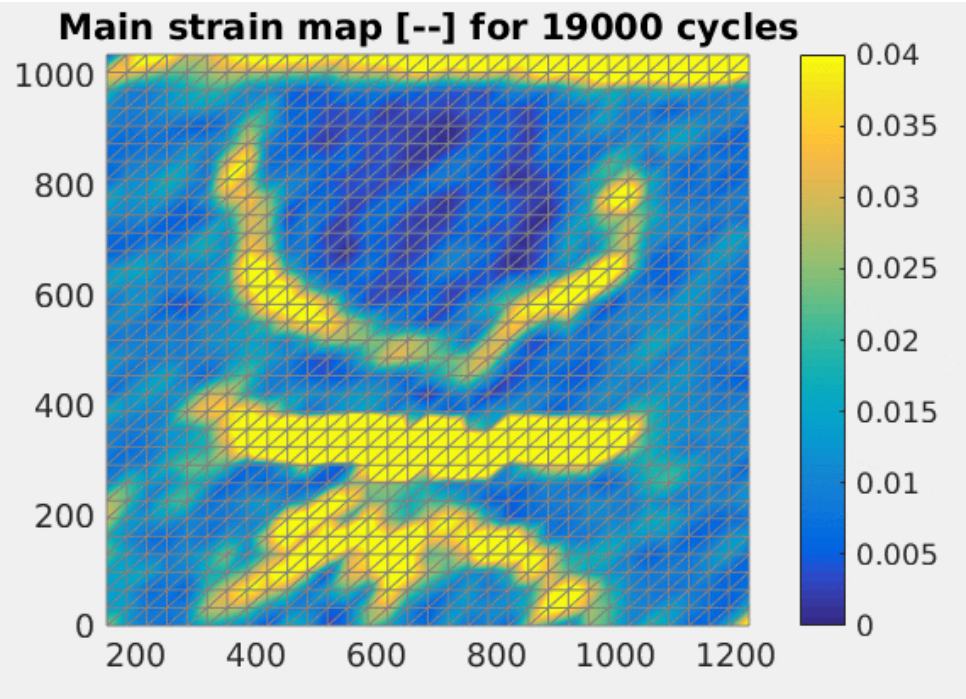
FIGURE 4.28 – Image de l'éprouvette KBR44 après 19000 cycles à chargement maximal. L'ouverture de la fissure est visible à l'oeil nu

Il n'est pas toujours facile de détecter une fissure uniquement par observation et encore moins de connaître la taille réelle de la fissure ou de sa propagation entre deux blocs de cycles. La CIN permet l'analyse quantitative des images grâce à la mesure des déplacements sur l'image. L'étude des cartes de déformations principales ou des cartes de résidus permet de déterminer avec précision la position et l'évolution de la pointe de fissure en surface au cours d'un essai cyclique [Boutet, 2015]. Le calcul de CIN utilisé est basé sur une estimation des déformations de l'éprouvette via la quantification des déplacements. Pour rendre les calculs robustes, une implémentation avec des éléments finis est utilisée. La taille physique du pixel est de $6,4\ \mu$m et les éléments du maillage ont une taille de 30 pixels. L'incertitude (écart type) de mesure en déplacements pour un élément est estimée de 0,01 pixel et en déformation de 3×10^{-4}. Cette valeur est susceptible de varier indépendamment pour chaque élément du maillage en fonction de la qualité locale de la mesure (variation des niveaux de gris dans la zone, ombre, etc.). Les résidus de corrélation sont un bon indicateur de la présence d'une fissure. Lorsque la fissure s'amorce puis se propage, les déformations en pointe de fissure et sur le trajet de la fissure augmente de façon significative et se détachent du comportement macroscopiquement élastique du reste de l'éprouvette. Cette augmen-

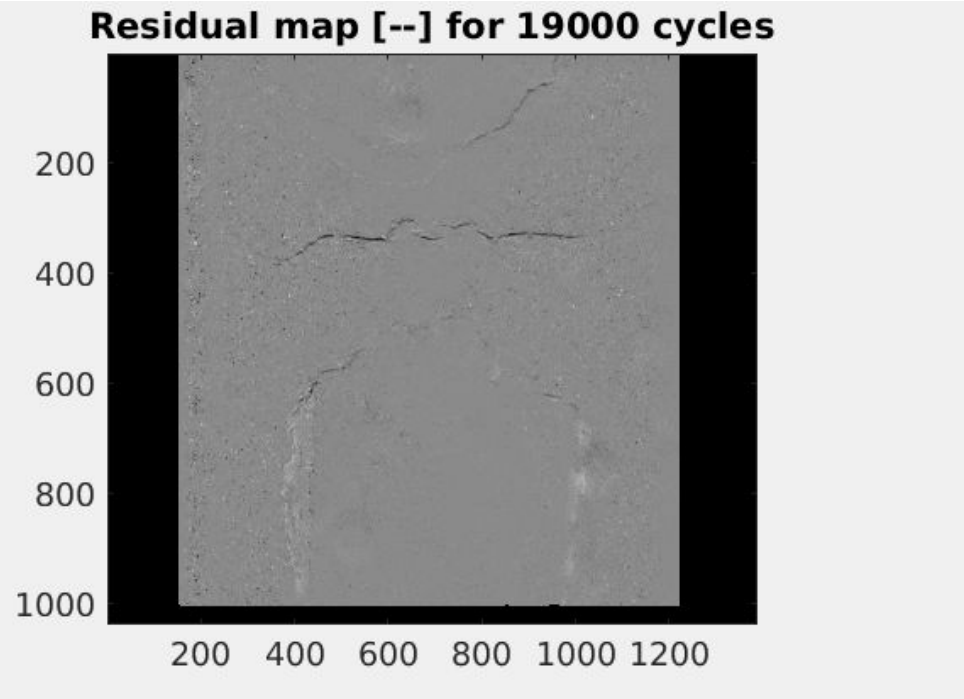
tation locale significative des déformations observable figure 4.29(a) nous permettra de quantifier l'avance de fissure au cours de l'essai.

Les résidus sont un indicateur de la bonne réalisation du calcul de corrélation. Ils se doivent d'être constants pour l'ensemble du jeu d'images et faibles par rapport à la dynamique de niveau de gris totale des images pour que le calcul soit exploitable. Ils quantifient les différences qui subsistent entre deux images après estimation des déplacements de chaque pixel. Il s'agit principalement de bruit dû au moyen de mesure. Dans le cas d'une propagation de fissure, celle-ci rompt la matière en se propageant et crée sur l'image déformée des zones qui n'existaient pas sur l'image non déformée. Les résidus seront alors particulièrement élevés sur le trajet de fissure. On se servira des cartes de résidus pour confirmer la présence et la taille des fissures (cf. figure 4.29(b)).

Les figures animées 4.29 illustrent l'évolution des champs de déformations principales aux noeuds et de résidus au cours des cycles. Sur les deux séries d'images, on peut observer la propagation de la fissure au cours des cycles.



(a)



(b)

FIGURE 4.29 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et des résidus de niveau de gris (b) pour l'éprouvette KBR44

On compare les données acquises par le suiveur de fissure et par CIN. Les deux moyens de mesure donnent chacun une estimation de la durée de vie avant amorçage. Pour le suiveur de fissure, il y a une augmentation sensible de la tension mesurée à partir du cycle10000. La CIN quant à elle, notamment avec la carte des déformations, révèle une augmentation des déformations en pointe de défaut dès le début de l'essai, d'abord progressivement puis plus intensément. Après avoir choisi les deux éléments du maillage de la figure 4.30 à l'extérieur du défaut mais à proximité immédiate de celui-ci (indiqué en rouge sur la figure), on trace les déformations estimées pour ces deux éléments au cours de l'essai.

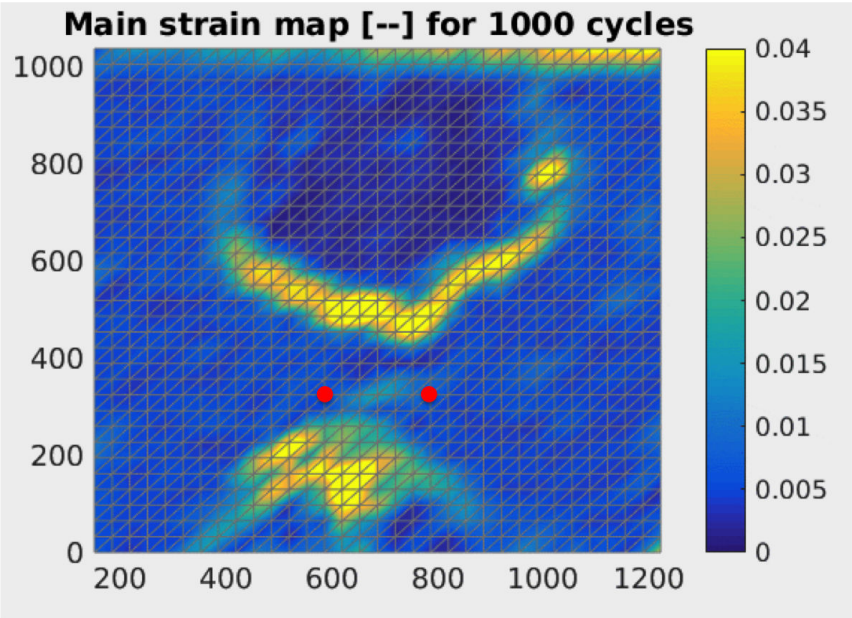


FIGURE 4.30 – Champs de déformation de l'éprouvette KBR44 où sont indiqués les deux points de quantification des déformations en rouge

La figure 4.31 représente ces évolutions. Les marqueurs rouges représentent les déformations sur la gauche du défaut et les bleus sur la droite. On remarque une évolution semblable des déformations de part et d'autre du défaut. Cependant la fissure propage de manière plus importante à droite qu'à gauche, ce phénomène est visible sur la figure animée 4.29. Lors de chaque essai, 10 images sont prises pour estimer la résolution de mesure. Celle-ci est estimée à $0,02\%$ de déformation pour cet essai et est identique pour les deux éléments sélectionnés. On estime que lorsqu'un écart de déformation égal à cinq fois ce seuil est détecté, la propagation de fissure est effective et qu'il ne s'agit pas de bruit. On trace ainsi les deux droites seuils en noir sur la figure 4.31. On considère que l'on détecte la fissure lorsque les déformations dépassent ce seuil. On observe dans ces conditions un amorçage après 3000 cycles d'après le critère retenu. Lorsque le signal du suiveur de fissure détecte la fissure (après 10000 cycles), la CIN estime la déformation à 3% en surface (soit une ouverture moyenne de $3 \times 10^{-2} \times$taille

d'élément soit environ 6 μm). Pour les cycles suivants et jusqu'à rupture, les déformations augmentent lorsque la fissure se propage et s'ouvre au niveau de l'élément pris comme référence. Les résultats de propagation sur l'ensemble des essais seront présentés en fin de chapitre.

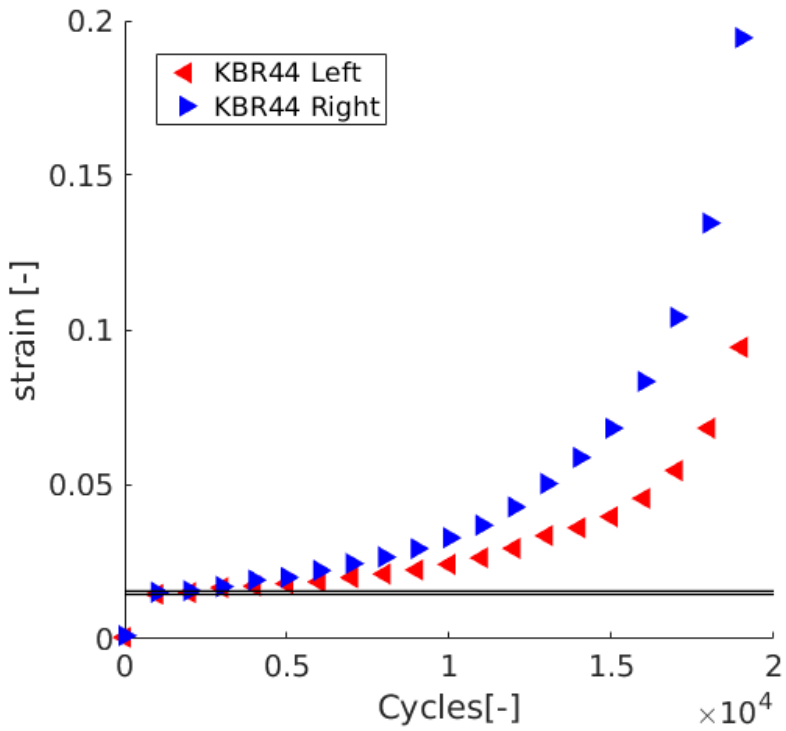
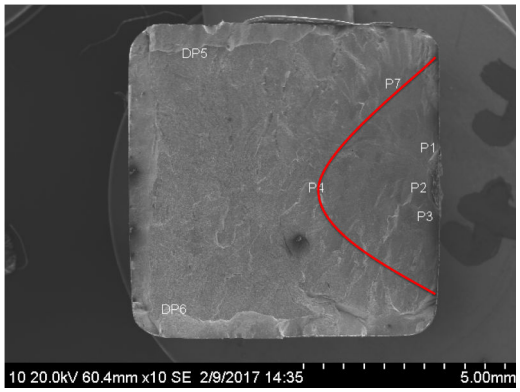


FIGURE 4.31 – Estimation des déformations au cours de l'essai en deux points d'analyse sur l'éprouvette KBR44 (cf. figure 4.30). Les droites noires sont les seuils de détections utilisés

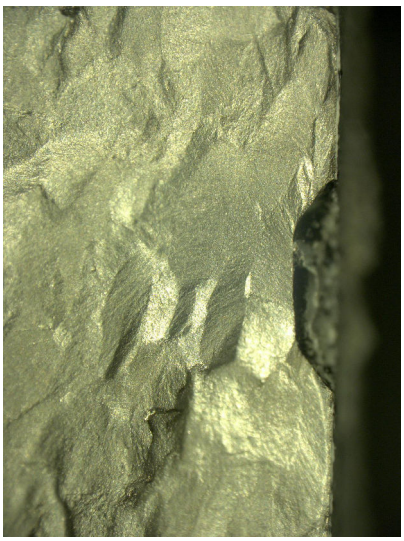
Pour le protocole mis en place, le suiveur de fissure a une résolution inférieure à celle de la CIN pour la détection d'une amorce de fissure. Cela s'explique par les différents bruits de mesure pour le suivi électrique, en particulier la variation et la rupture du contact électrique assurée par la laque d'argent entre l'éprouvette et les points de mesure au cours des cycles de chargements. Sur la figure 4.29, on remarque des déformations très importantes (supérieures à 10%) au niveau des cosses et des points de laque d'argent maintenant le contact électrique. Cela signifie que les pixels qui imagent les cosses détectent de fortes variations de niveaux de gris et de grands déplacements dans ces zones. L'explication est le décollement des points de laque d'argent lors des cycles. Si les cosses se décollent, cela perturbe le contact électrique et entraine des variations de tension parasites. De plus, malgré l'utilisation de plaque de phénoplaste (Bakélite®) l'isolation électrique de l'éprouvette n'est pas complètement assurée. Des fuites ou des arrivées de courant parasites peuvent se produire. Tous ces phénomènes expliquent la plus faible sensibilité du suivi de potentiel électrique par

rapport à la CIN une technique sans contact connue pour sa robustesse [Sutton et Hild, 2015, Hild et Roux, 2012].

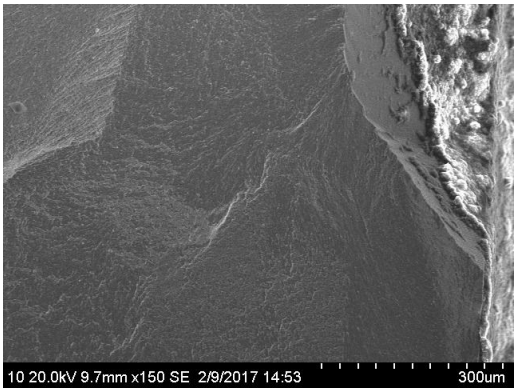
La troisième analyse disponible pour déterminer une amorce et une propagation de fissure lors des essais est l'observation au microscope électronique à balayage du faciès de rupture post-mortem (figure 4.32). Cette observation consiste en la mesure de la distance parcourue par le front de fissure au cours d'un cycle ou d'un bloc de cycles. De nombreux matériaux sont sensibles au marquage y compris certains alliages de titane [Chakrabortty et Starke, 1979]. Cependant ce phénomène n'a pas été décelé de façon claire sur les micrographies de l'alliage Ti5553 au cours de nos observations. La procédure de marquage par variation du rapport de charge a été mise en place sur des éprouvettes tests sans résultat concluant (cf. chapitre 3). Un marquage thermique n'a pas été considéré car il aurait impliqué un démontage de l'éprouvette. La figure 4.32 corrobore les analyses par CIN ainsi que le suivi de potentiel électrique. On observe sur le faciès de rupture dans les zones jouxtant le défaut (à droite de l'image) des zones caractéristiques de la propagation et délimitée par la courbe rouge. Des zooms de cette partie de l'éprouvette sont proposés en figures 4.32(b-d). A gauche de cette zone courbe rouge et sur les bords un faciès caractéristique de la rupture ductile avec des cupules est observé. Les figures 4.32(e-d) sont également symptomatiques de la rupture ductile. On observe ainsi le même phénomène que pour les micrographies 4.17. L'éprouvette KBR7 avait cassé dans le coin d'un congé de raccordement. La différence fondamentale entre les deux essais est la connaissance de la géométrie du défaut qui a mené l'éprouvette à rupture. Seul le second cas permet de relier une taille de défaut (micro-usiné) à une durée de vie.



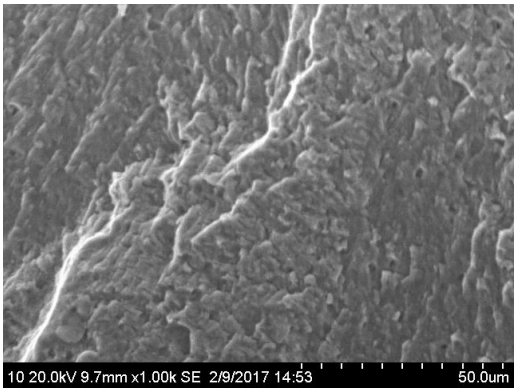
(a)



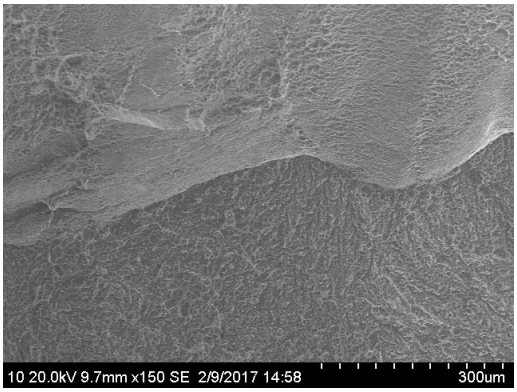
(b)



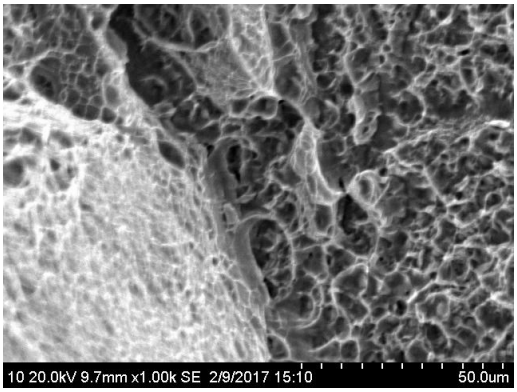
(c)



(d)



(e)



(f)

FIGURE 4.32 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR44 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture autour des zones de défaut, (c) faciès d'amorçage avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage proche du défaut, (e) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement, (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules

On reproduit le même type d'essai avec des éprouvettes présentant différentes caractéristiques afin de déterminer la criticité d'un défaut par rapport à sa taille, sa géométrie, sa position sur l'éprouvette, la manière dont le défaut a été créé ainsi que les traitements subis par l'éprouvette (*i.e.,* le grenaillage). Les deux grandes catégories d'éprouvettes (grenaillées et non grenaillées) ont des défauts contrôlés, usinés ou indentés, en coin ou en face de l'éprouvette. Il s'agit de réaliser une cartographie de la criticité d'un défaut en fonction des différents paramètres que l'on fait varier :

— la géométrie du défaut et notamment sa profondeur du défaut ;
— le procédé de réalisation du défaut (par micro-usinage ou indentation quasi-statique par foret ou indenteur Vickers) ;
— l'état de surface initial de la pièce (grenaillée ou brute d'usinage) ;
— la géométrie locale de la pièce sur laquelle est créée le défaut, coin ou face pour les éprouvettes KBR ;
— les amplitudes de chargement lors de l'essai.

4.3.2 Suivi électrique

Une dizaine d'essais seulement a été réalisée avec suivi électrique et seules trois mesures sont exploitables. Celle de l'éprouvette précédente ainsi que deux autres essais. Pour les sept autres, les points de laque d'argent n'ont pas tenu ou le bruit de mesure était trop important par rapport au signal. Les variations de potentiel de l'éprouvette KBR17 non grenaillée testée à 0.45 u.a. présentant un défaut de profondeur moyenne et l'éprouvette KBR58 grenaillée présentant un défaut de coin et testée à 0.33 u.a. sont exploitables. Les résultats de suivi par potentiel électrique sont regroupés dans la figure 4.33. Les éprouvettes KBR44 et KBR58 sont testées à des amplitudes de chargement similaires et présentent des défauts de tailles comparables. La différence tient au grenaillage de l'éprouvette KBR58 qui semble ralentir l'amorçage du défaut sans freiner de façon nette la phase de propagation. L'éprouvette KBR17 présente un plus petit défaut et est testée à un niveau de chargement plus élevé. On remarque un amorçage de défaut vers 17000 cycles et une rupture en 21000 cycles. L'amplitude de chargement plus importante accélère la phase de propagation. C'est un phénomène attendu car l'amplitude de chargement est proportionnelle au facteur d'intensité des contraintes qui influence la vitesse de propagation.

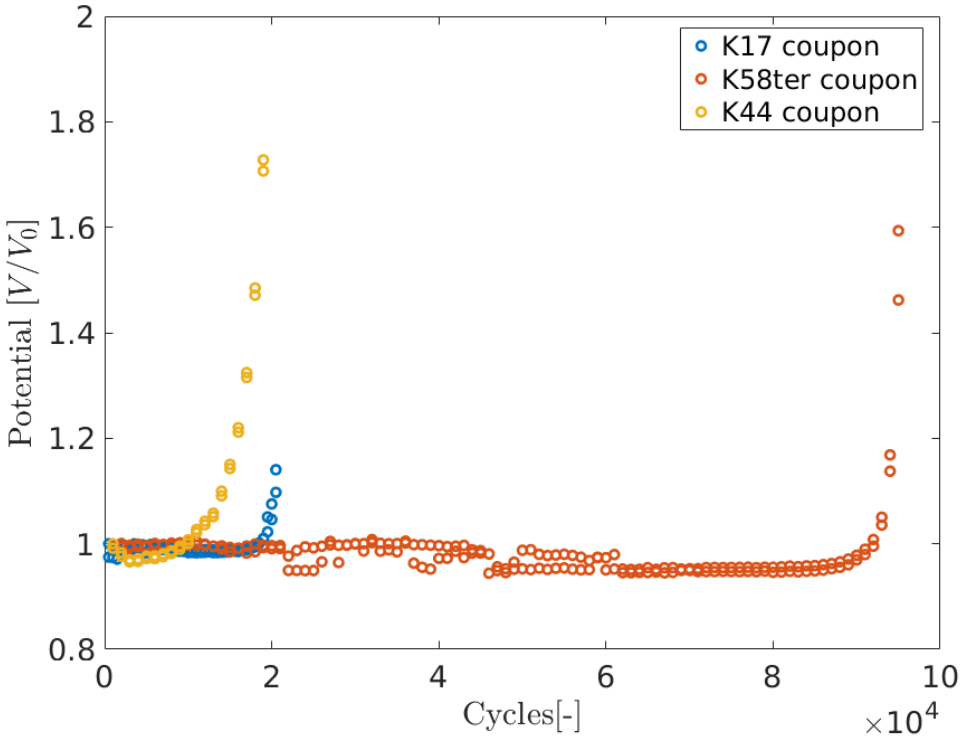
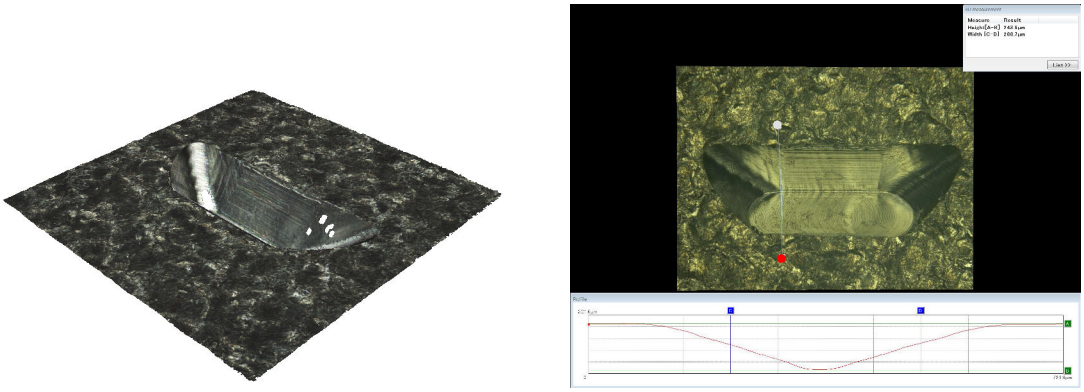


FIGURE 4.33 – Evolution du suivi par potentiel électrique sur trois éprouvettes de la campagne d'essai

On s'intéressera par la suite principalement aux données de CIN utilisée sur tous les essais pour déterminer les amorçages et étudier la phase de propagation.

4.3.3 Essai sur l'éprouvette KBR41

L'éprouvette KBR41 est grenaillée et présente un défaut de face de même dimension que celui de l'éprouvette KBR44 (figure 4.34). Elle casse en 28000 cycles sur le défaut (figure 4.35) pour le même rapport de charge et la même contrainte maximale, c'est donc légèrement plus que précédemment (19000 cycles). Le seul paramètre modifié est le grenaillage. Ce traitement aurait donc un faible effet retardant sur la ruine des éprouvettes pour des défauts importants. La présence de contraintes résiduelles de compression sur les 150 μm de sub-surface observée dans le chapitre 2 ne couvre pas toute la profondeur du défaut (*i.e.*, 250 μm). La partie en pointe de défaut, n'est pas affectée par le grenaillage. Cela explique le faible impact du grenaillage sur cet essai.



(a) (b)

FIGURE 4.34 – Défaut micro-usiné sur l'éprouvette KBR41. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b)

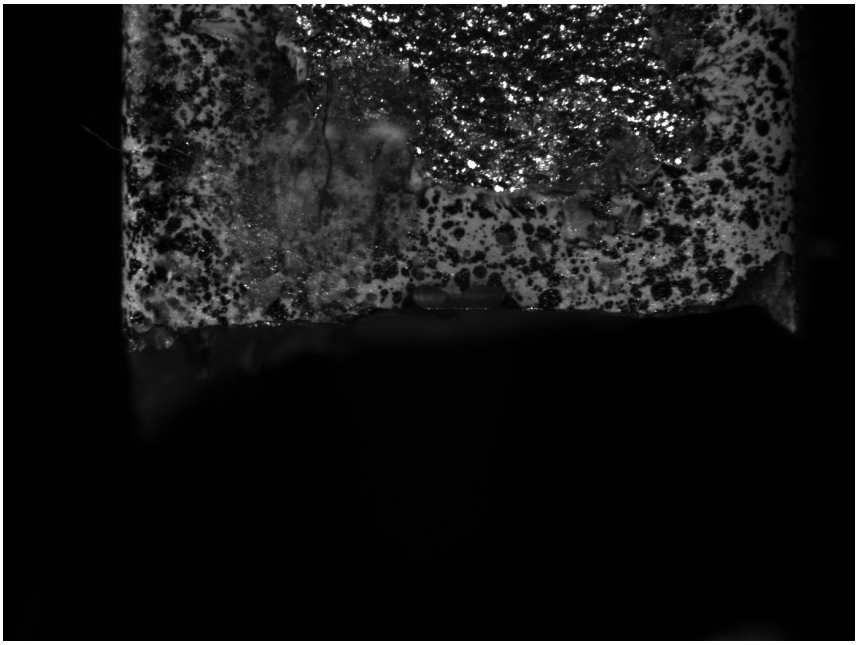
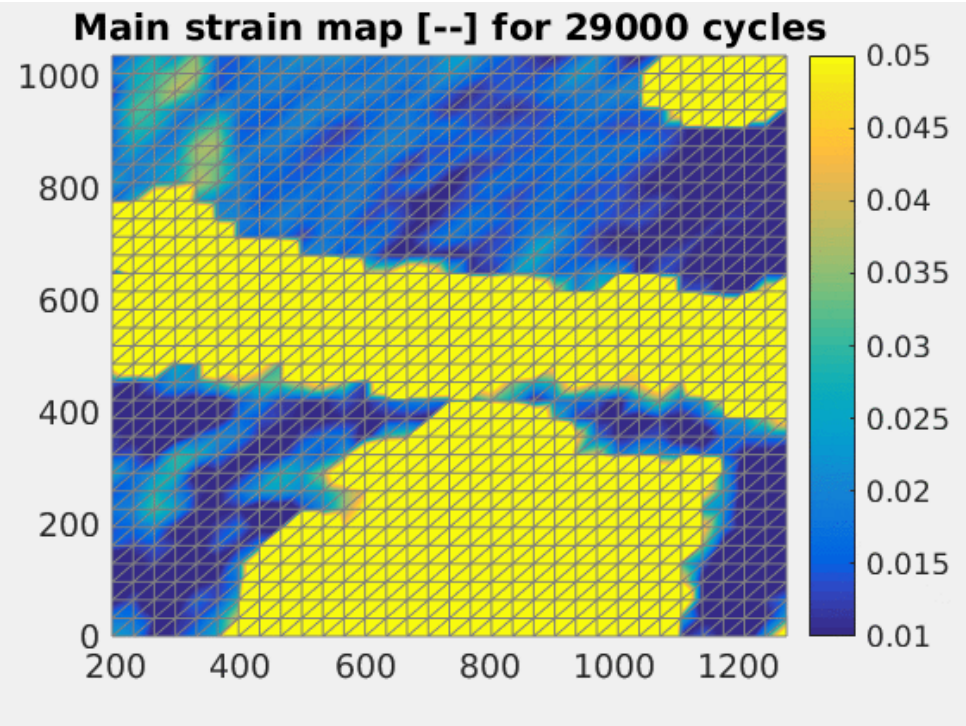
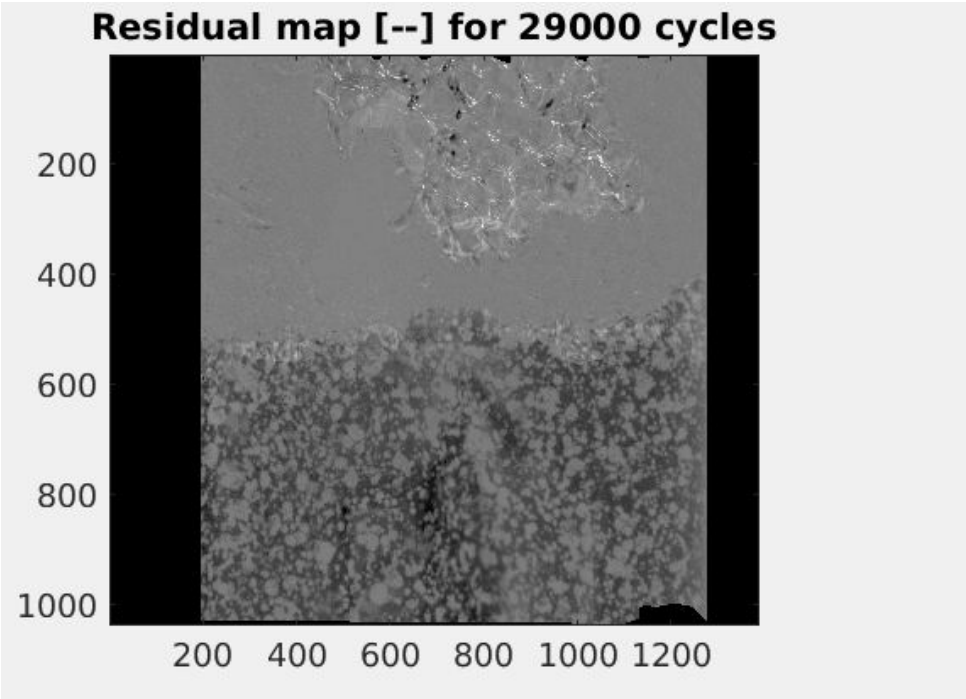


FIGURE 4.35 – Photographie de l'éprouvette KBR41 cassée avec les restes de la laque d'argent décollée lors de la rupture de l'éprouvette

La figure 4.36 illustre le comportement de l'éprouvette à proximité du défaut lors de l'essai. Comme précédemment on détecte l'amorçage et la propagation en fin d'essai.



(a)



(b)

FIGURE 4.36 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR41

Comme pour l'essai précédent, on estime l'amorçage à partir du défaut grâce à la sélection de deux éléments de part et d'autre du défaut. L'écart type dû au bruit de mesure sur les deux éléments est de 0,01% de déformation. La figure 4.37 présente l'évolution des déformations dans les deux éléments. L'élément à gauche du défaut indique une augmentation des déformations, signe de l'amorçage de la fissure, après 5000 cycles. Pour l'élément à droite du défaut, l'amorçage n'est détecté qu'à partir du cycle 9000. La fissure se propage plus sur la gauche du défaut que sur la droite. Cela montre également l'importance du choix du critère d'amorçage. Ici la détection du début de la propagation dépend du côté du défaut considéré.

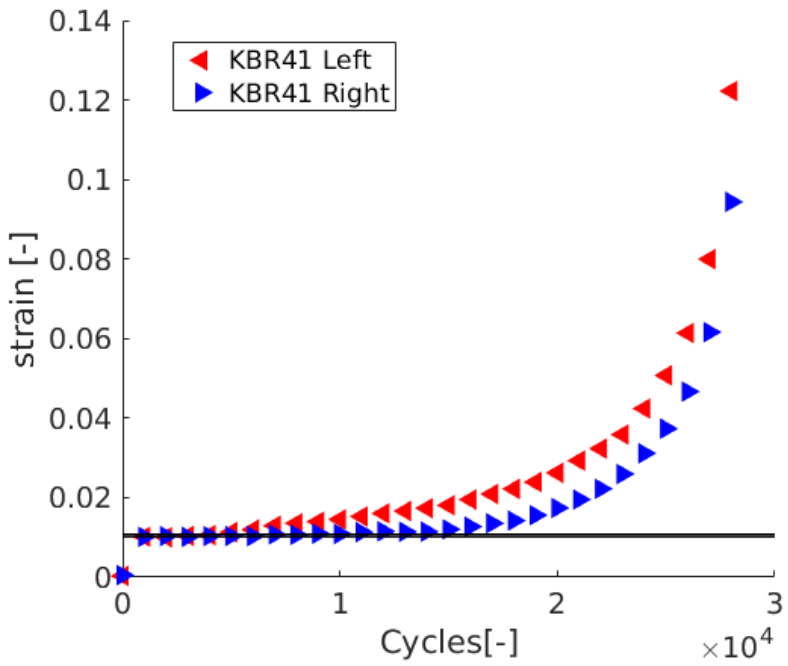


FIGURE 4.37 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR41. Les droites noires sont les seuils de détection utilisés

La figure 4.38 représente une sélection de micrographies du faciès de rupture. On distingue le défaut à droite de l'image duquel s'est propagée une fissure jusqu'à la courbe rouge. Passée cette limite, le faciès de rupture est typique d'une rupture ductile avec l'observation de cupules.

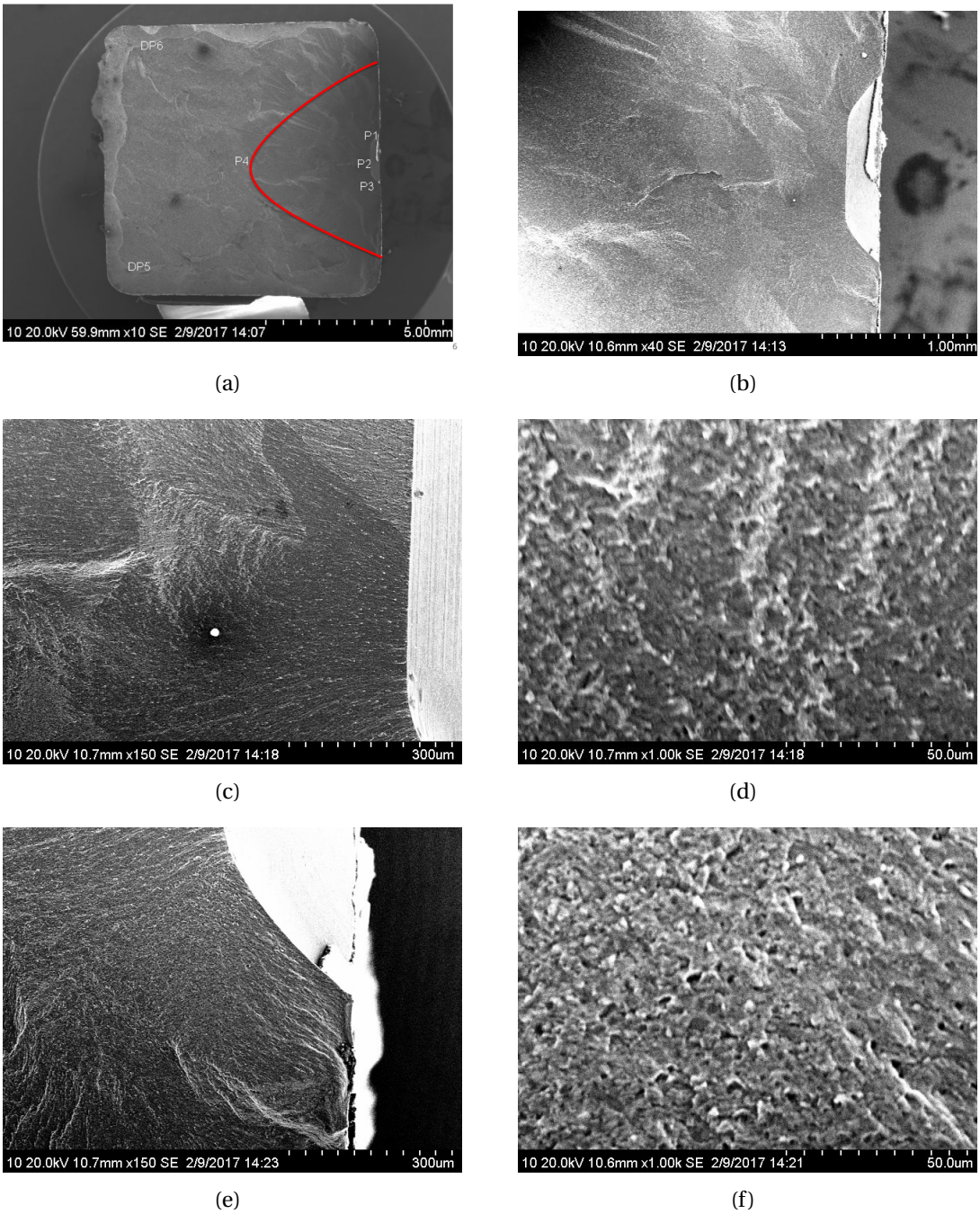


FIGURE 4.38 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR41 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture autour des zones de défaut, (c) faciès d'amorçage avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage, (e) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement, (f) zoom sur le faciès de rupture ductile avec observation de cupules

On place le résultat obtenu avec cette éprouvette dans le diagramme de Wöhler de

la figure 4.39. L'éprouvette, bien que grenaillée, a cassé sous la ligne de conception. Les gros défauts sont critiques y compris pour les pièces grenaillées.

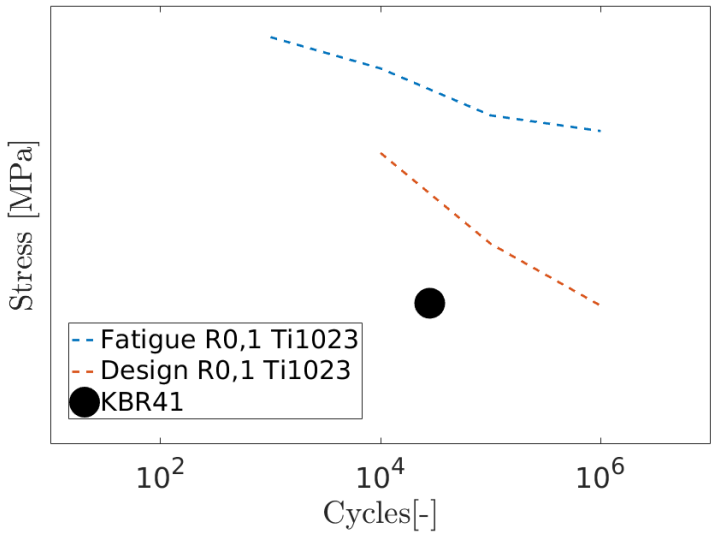
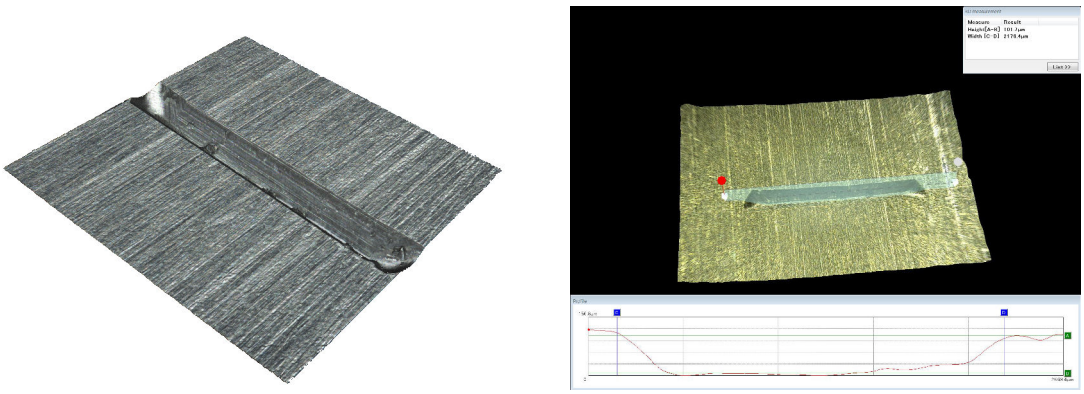


FIGURE 4.39 – Diagramme de Wöhler avec résultat de l'essai sur l'éprouvette KBR41 grenaillée présentant un gros défaut de face

4.3.4 Essai sur l'éprouvette KBR53

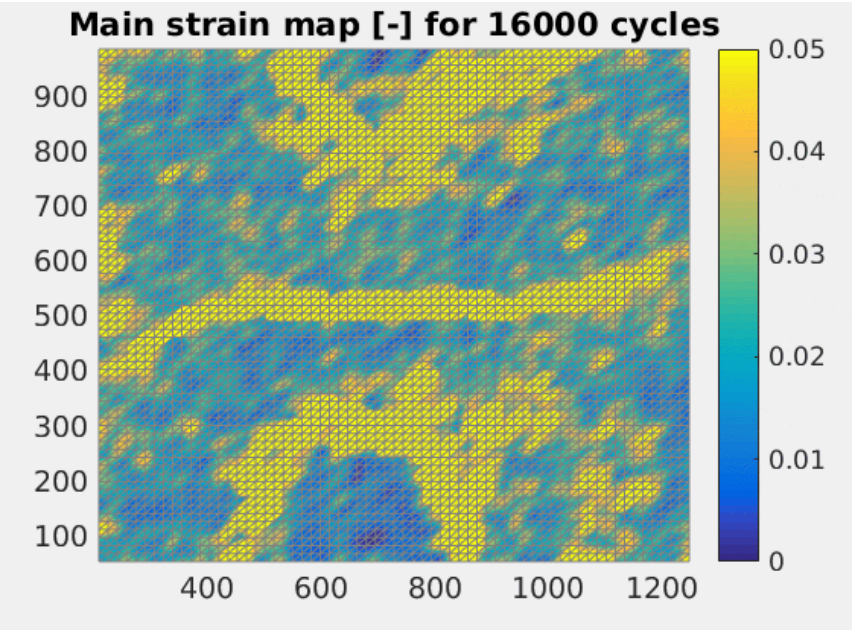
L'état de surface grenaillé ou brut d'usinage ne semble pas avoir un impact important sur l'amorçage des gros défauts. On s'intéresse à l'influence de la taille du défaut sur la tenue en fatigue des éprouvettes. Pour cela les éprouvettes KBR53 et KBR49 présentent un défaut plus petit que les éprouvettes précédentes (figure 4.40).



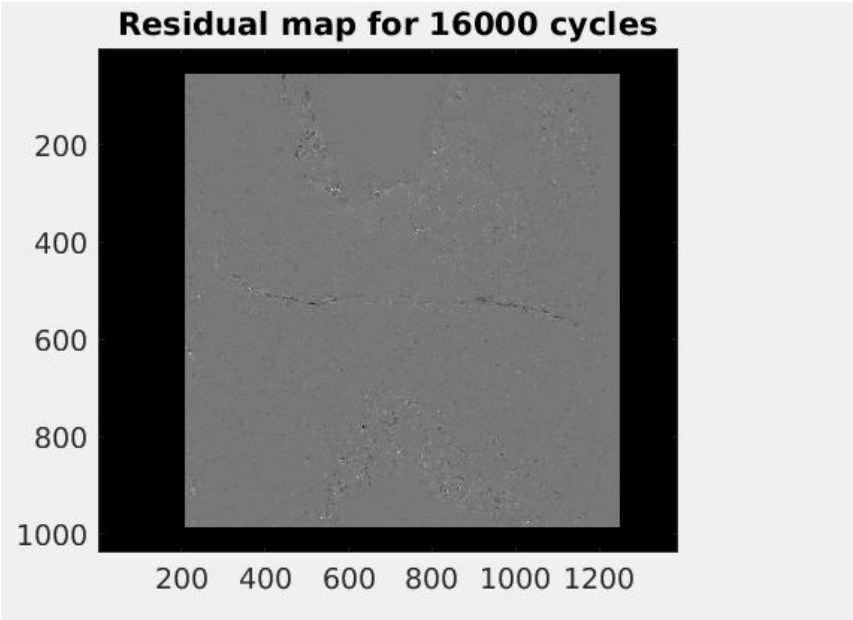
(a) (b)

FIGURE 4.40 – Image du défaut micro-usiné et mesuré à une profondeur de 100 μm sur l'éprouvette KBR53. Image au microscope confocal (a) et profil mesuré avec une tête Alicona (b)

L'éprouvette KBR53 est usinée mais non grenaillée. Elle a ensuite été micro-usinée d'un défaut relativement peu profond 100 μm mais dont la longueur totale est plus importante que les cas précédents (2000 μm). La durée de vie de cette éprouvette pour un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$ et une contrainte maximale de 0.27 u.a. a été de 16000 cycles. La figure 4.41 illustre la propagation de la fissure au cours des chargements successifs grâce aux mesures par CIN.



(a)



(b)

FIGURE 4.41 – Evolution des cartes de CIN en déformation principale maximale (a) et en résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR53

On peut placer dans le digramme de Wöhler de la figure 4.42 le point de rupture de l'éprouvette. Malgré une dimension du défaut plus petite que les cas précédents,

l'éprouvette rompt sous la courbe de conception.

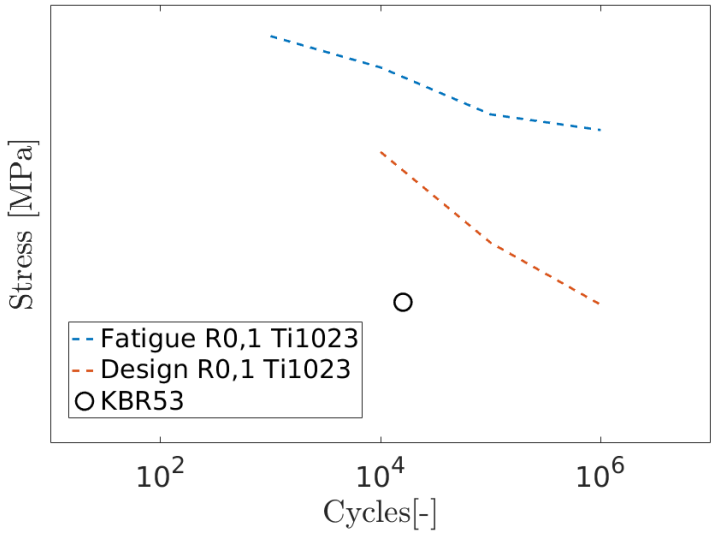


FIGURE 4.42 – Diagramme de Wöhler avec résultat de l'essai sur l'éprouvette KBR53 non grenaillée présentant un défaut de face long mais peu profond

Comme pour les essais précédents, on estime l'amorçage à partir du défaut grâce à la sélection de deux éléments de part et d'autre du défaut. L'écart type dû au bruit de mesure sur les deux éléments est ici de $0,1\%$ de déformation une valeur dix fois plus élevée que précédemment car la taille des éléments du maillage est inférieure (15 pixels) ce qui rend les analyses moins fiables. La figure 4.43 présente l'évolution des déformations dans les deux éléments. L'élément à gauche du défaut indique une augmentation des déformations, signe de l'amorçage de la fissure, après 5000 cycles. Pour l'élément à droite du défaut, l'amorçage est détecté à partir de 6000 cycles. La fissure se propage plus sur la gauche que sur la droite du défaut.

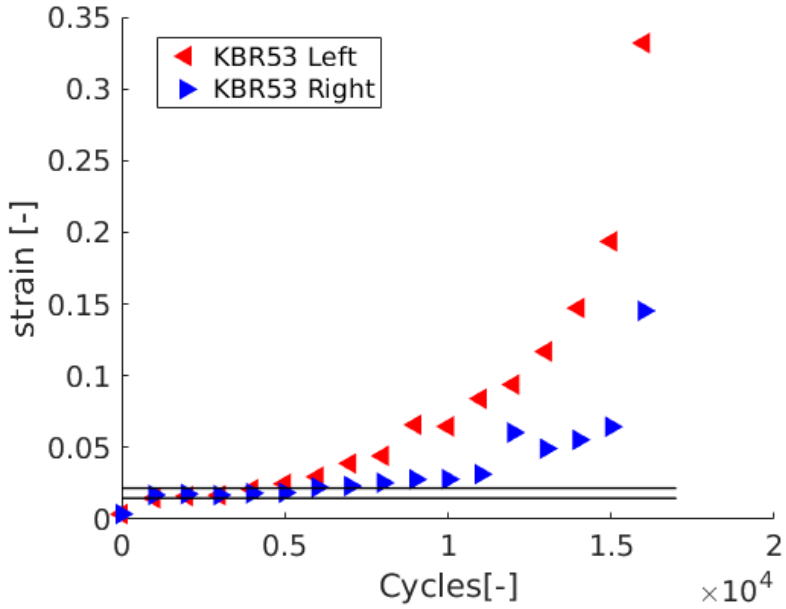
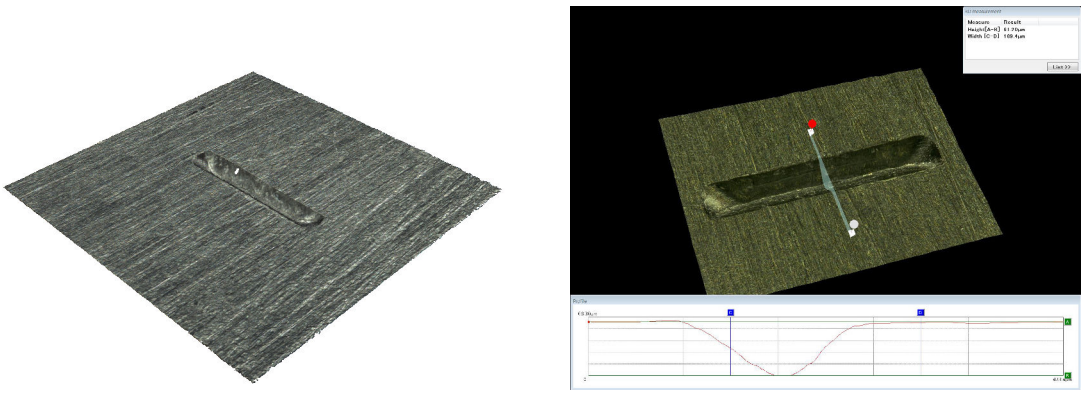


FIGURE 4.43 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR53. Les droites noires sont les seuils de détection utilisés

4.3.5 Essai sur l'éprouvette KBR49

L'éprouvette KBR49 non grenaillée contient d'un défaut micro-usinée de 1000 μm de long pour une profondeur de 60 μm, un défaut de longueur comparable mais moins profond que les éprouvettes précédentes. La durée de vie de cette éprouvette pour une contrainte maximale de 0.27 u.a. est de 41000 cycles. Cependant, cette rupture a eu lieu dans un congé de raccordement. Cela signifie que le défaut n'a pas été suffisant pour provoquer un amorçage sur l'éprouvette. Un défaut présent sur l'éprouvette et qui n'est pas documenté a été plus critique que le défaut usiné.



(a) (b)

FIGURE 4.44 – Image du défaut micro-usiné et mesuré à une profondeur de 60 μm sur l'éprouvette KBR49

La multiplication de ruptures dans les congés de raccordement (cf. figure 4.20) pour des défauts de cette dimension ou plus petits (40 ou 30 μm de profondeur) définissent une limite basse de l'étude. Il n'est pas possible d'obtenir d'information quant à l'amorçage et la propagation pour les défauts de petites tailles en face car ils entrent en compétition avec des défauts non documentés présents dans les coins des congés de raccordement de l'éprouvette. Le coefficient de concentration de contrainte dans les coins étant de 1,2, les défauts qui amorcent sont potentiellement plus petits que ceux fabriqués sur la zone utile peuvent amorcer. Cette conclusion prouve la nécessité d'accroitre la vigilance quant à la détection des défauts dans les géométries complexes des pièces en service.

4.3.6 Premier récapitulatif des essais effectués

Les éprouvettes présentées jusqu'à présent sont usinées et non grenaillées (sauf KBR41) et présentent des défauts usinés sur une de leurs faces. On remarque que la profondeur et la longueur du défaut sont des paramètres réduisant de manière significative la durée de vie de l'éprouvette. Il est à noter que toutes les éprouvettes testées jusqu'à présent ont cassé sous la courbe de conception (figure 4.20). Le grenaillage semble peu efficace pour lutter contre l'amorçage des défauts profonds comme le suggère le résultat similaire aux autres obtenu sur l'éprouvette KBR41. On peut rassembler ces résultats sur la figure 4.45 proposée par [Murakami et Endo, 1986, Murakami, 2002]. Le calcul des facteurs d'intensité des contraintes par cette formule est cohérent avec les résultats du chapitre 3. Ils sont présentés dans le tableau 4.1. Les valeurs de 7 à 11 MPa$\sqrt{\text{m}}$ sont au-dessus du seuil ΔK_{Iseuil}=5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ obtenu sur les éprouvettes de propagation. Le facteur d'intensité des contraintes obtenu pour l'éprouvette KBR49 est 7 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Le défaut associé à ce facteur d'intensité des contraintes n'a pas amorcé lors de l'essai. Pour les éprouvettes KBR avec des défauts de type entailles (vocabulaire utilisé par [Murakami, 2002] pour désigner les FOD), le facteur d'intensité

des contraintes serait donc supérieur à 7 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Les éprouvettes ayant amorcé sur les défaut présentent une amplitude ΔK_I>10 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Il est à noter que pour l'éprouvette grenaillée, l'amorçage est légèrement retardé alors que le facteur d'intensité des contraintes est important (11 MPa$\sqrt{\text{m}}$). Ces conclusions sont importantes pour la détection des défauts en service. Ainsi en utilisant les formules de [Murakami, 2002] qui lient une géométrie de défaut à une amplitude ΔK_I, il est possible de prendre une décision quant à la sévérité du FOD. Un défaut dont l'amplitude ΔK_I calculée serait inférieure à 7 MPa$\sqrt{\text{m}}$ ne serait pas préjudiciable à la tenue de vie de la pièce.

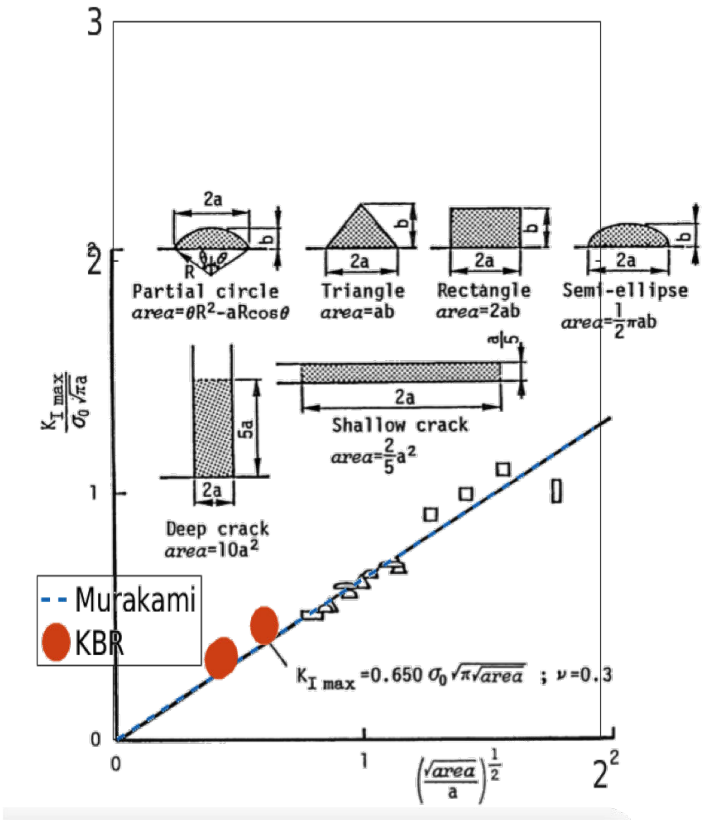


FIGURE 4.45 – Comparaison des travaux de Murakami [Murakami, 2002] et des résultats obtenus sur les éprouvettes KBR49, KBR44 et KBR53

Eprouvette	Rupture [cycles]	aire du défaut [mm^2]	ΔK [$MPa\sqrt{m}$]
KBR44	19000	3	11
KBR41	28000	3	11
KBR53	16000	2	10
KBR49	41000 hors du défaut	0,6	7
KBR6	28000	0,8	16,5
KBR33	non rupture	0,6	12,5

TABLE 4.1 – Récapitulatif des essais effectués avec estimation du facteur d'intensité des contraintes par la formule de [Murakami, 2002]

4.4 Effet du grenaillage sur des petits défauts

4.4.1 Essai sur l'éprouvette KBR33

On cherche à tester l'influence spécifique du grenaillage sur un petit défaut. L'éprouvette KBR33 est usinée puis grenaillée et présente 8 défauts (4 par face) d'une profondeur de 60 μm environ réalisés par indentation quasi-statique. La figure 4.46 présente un des 8 défauts présents sur les faces de l'éprouvette. Plusieurs défauts ont été créés sur cette éprouvette pour multiplier le nombre d'amorçage possible tout en limitant le nombre d'essais à réaliser. La CIN permet d'avoir autant d'information pour chaque défaut sur une éprouvette multi-défauts que sur une éprouvette ne présentant qu'un seul défaut. Grâce au modèle par éléments finis présenté ci-dessous, on s'assure que les défauts n'interagissent pas entre eux avant que l'un d'eux s'amorce.

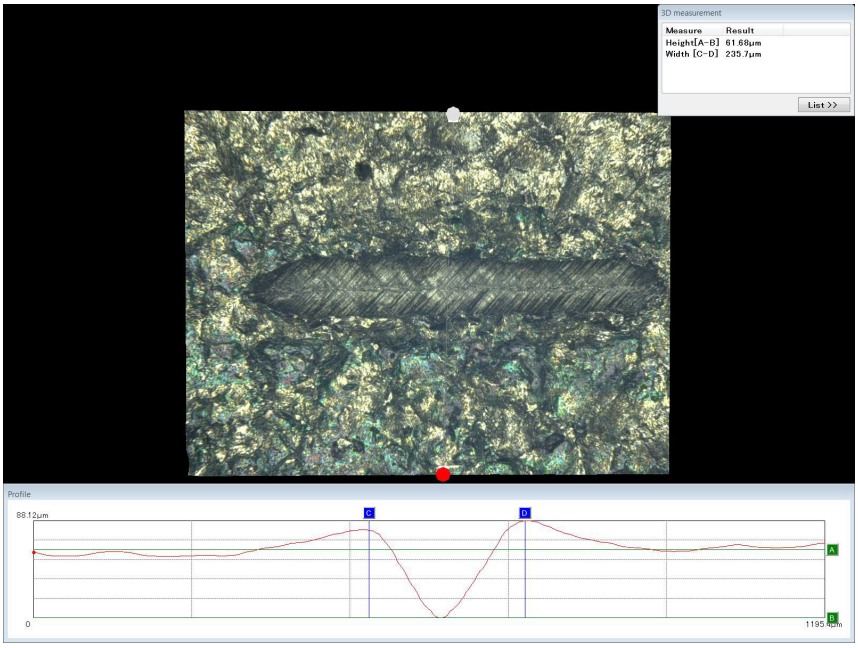


FIGURE 4.46 – Image d'un défaut indenté et mesuré à une profondeur de 60 μm sur l'éprouvette KBR33

La première partie de l'essai a été conduite à une contrainte maximale de 0.45 u.a.. L'amplitude ΔK_I calculée par l'intermédiaire de l'équation (4.1) vaut 12 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Malgré une valeur élevée, les chargements successifs n'ont pas mené à amorçage puisqu'on observe une non rupture de l'éprouvette lors de l'essai après un million de cycles de chargement. Le grenaillage présent sur cette éprouvette peut expliquer ce résultat, la formule de calcul du ΔK_I ne prend pas en compte le grenaillage et les contraintes résiduelles associées qui sont bénéfiques à la tenue des pièces en fatigue. On décide d'augmenter la contrainte maximale lors des cycles ultérieurs pour mener l'éprouvette à rupture. Après 33000 cycles à 0.58 u.a., l'éprouvette KBR33 rompt au niveau de la zone utile mais en dehors d'un des défauts. Cela signifie qu'un défaut non caractérisé et qui n'a pas été effectué spécifiquement a été plus critique que les défauts fabriqués. Les résultats pour cette éprouvette sont présentés en figure 4.47.

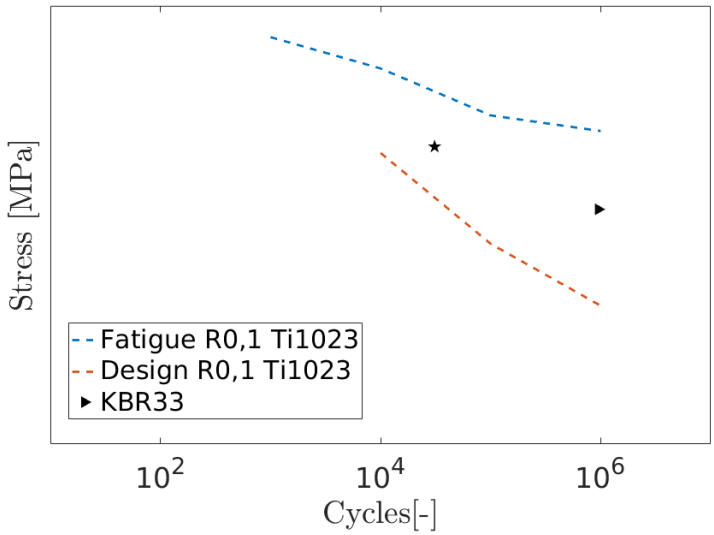
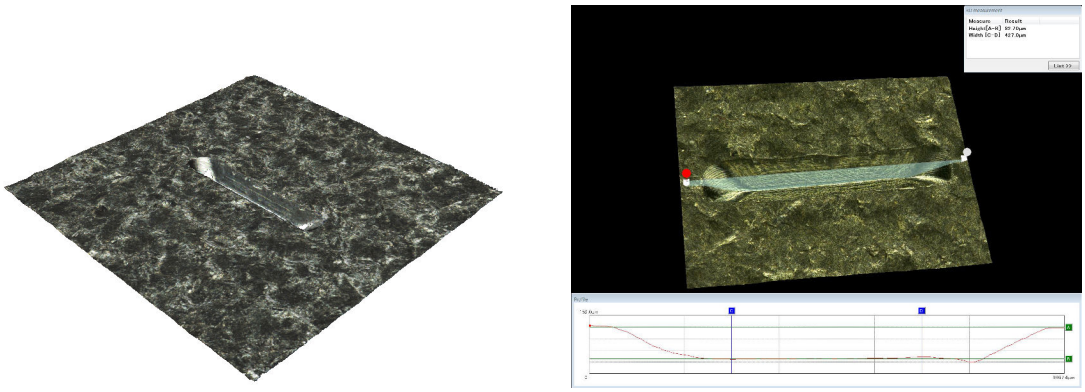


FIGURE 4.47 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR33 grenaillée présentant huit petits défauts en face

4.4.2 Essai sur l'éprouvette KBR6

On peut comparer ce résultat avec le résultat obtenu sur l'éprouvette KBR6. C'est une éprouvette grenaillée, présentant un petit défaut de face de 80 μm micro-usiné (figure 4.48) et testée au même niveau (0.58 u.a.). L'amplitude ΔK_I calculée par l'intermédiaire de l'équation (4.1) vaut 16,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$.



(a) (b)

FIGURE 4.48 – Image des défauts par micro-usinage et mesuré à une profondeur de 80 μm environ

Cette éprouvette a cassé au bout de 28500 cycles sur le défaut. Une valeur comparable aux 33000 cycles de l'éprouvette KBR33. On ne note pas d'influence significative du grenaillage pour ce niveau de chargement. Plusieurs explications peuvent être

avancées. Tout d'abord, l'estimation de l'amplitude ΔK_I à 16,5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ montre que l'on se situe bien au dessus du seuil d'amorçage. De plus comme observé à la fin du chapitre 2 sur les analyses au synchrotron ainsi que dans la thèse de [Guillemot, 2010], les contraintes résiduelles ont pu être accommodées et annulées lors des cycles de chargement pour ces grandes amplitudes de chargement. Au bout de quelques cycles, l'éprouvette a pu donc être considérée comme non grenaillée. On peut envisager que la géométrie du défaut non caractérisé qui a mené l'éprouvette KBR33 à rupture soit proche des dimensions du défaut de l'éprouvette KBR6. Les défauts de 60 μm de profondeur indentés ne mèneraient donc pas à rupture sur des éprouvettes grenaillées pour des amplitudes de contraintes assez importantes (0.45 u.a.), une configuration correspondant à une amplitude ΔK_I = 12 MPa$\sqrt{\text{m}}$. La nature du défaut indenté pour l'éprouvette KBR33 et usiné pour l'éprouvette KBR6 joue peut être un rôle dans ce résultat. En effet comme développé par [Gourdin *et al.*, 2017], les défauts présentant des contraintes résiduelles en fond amorcent plus tard que ceux libres de contraintes. Or les défauts indentés présentent a priori plus de contraintes résiduelles de compression que les défauts usinés. Une comparaison des deux types de défauts sera effectuée par la suite sur l'éprouvette KBR59 (figure 4.73). La figure 4.49 rassemble les micrographies du faciès de rupture de l'éprouvette KBR6. On remarque les mêmes zones de rupture que précédemment mais une zone de propagation plus petite que sur les autres éprouvettes. Cela s'explique par l'amplitude de chargement plus importante qui a mené à une rupture ductile pour un ligament d'éprouvette plus important.

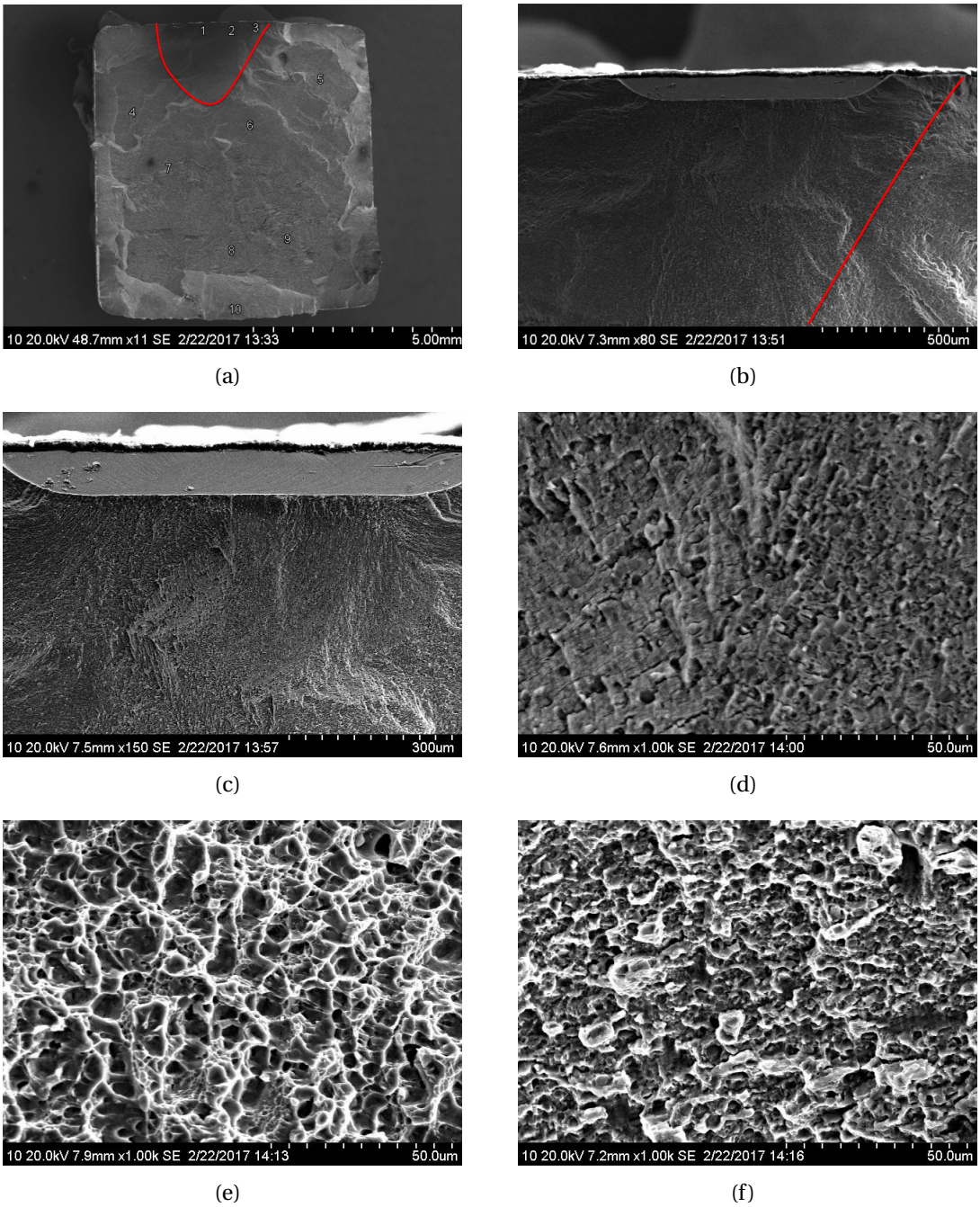
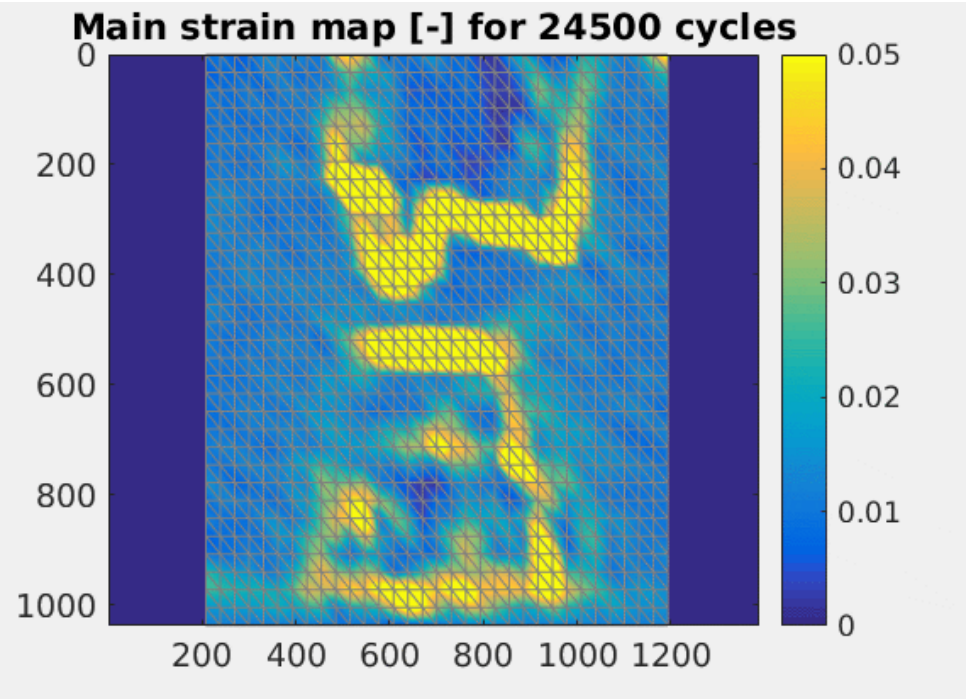
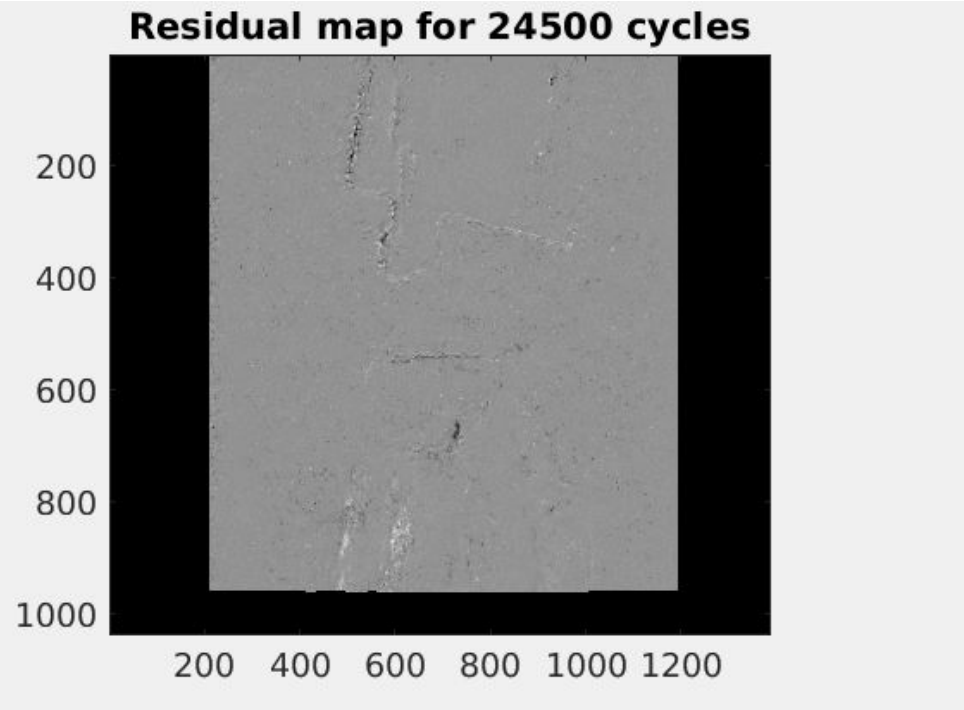


FIGURE 4.49 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR6 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b-c) faciès de rupture autour des zones de défaut avec propagation, (d) zoom dans la zone d'amorçage, (e-f) faciès de rupture ductile lors du dernier cycle de chargement



(a)



(b)

FIGURE 4.50 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR6

Le résultat de l'essai de traction cyclique sur l'éprouvette KBR6 est reporté sur la figure 4.51. On observe la rupture sur le défaut après 28500 cycles à 0.58 u.a..

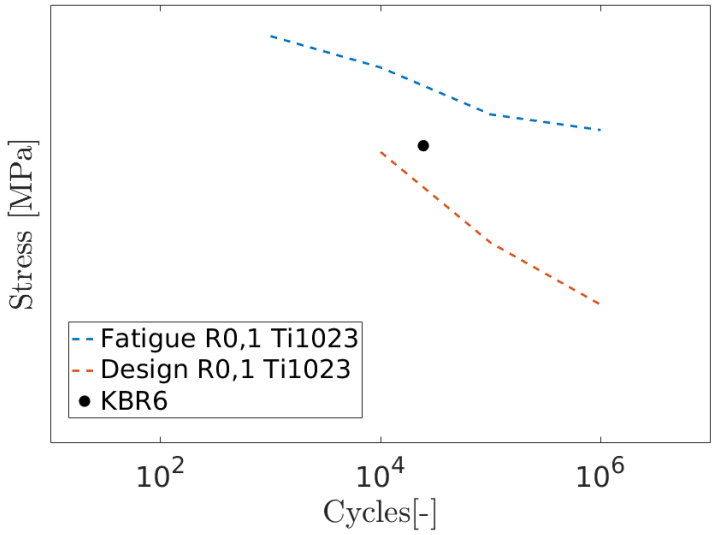


FIGURE 4.51 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR6 grenaillée présentant un petit défaut en face

On estime l'amorçage à partir du défaut grâce à la sélection de deux éléments de part et d'autre du défaut. L'écart type dû au bruit de mesure sur les deux éléments est ici de $0,02\%$ de déformation, une valeur identique aux deux premiers essais. La figure 4.52 présente l'évolution des déformations dans les deux éléments à droite et à gauche du défaut. Il y a une légère différence dans l'estimation des déformations à gauche et à droite du défaut. Le franchissement du seuil de détection de la fissure se produit pour les deux pointes de fissure après 12500 cycles.

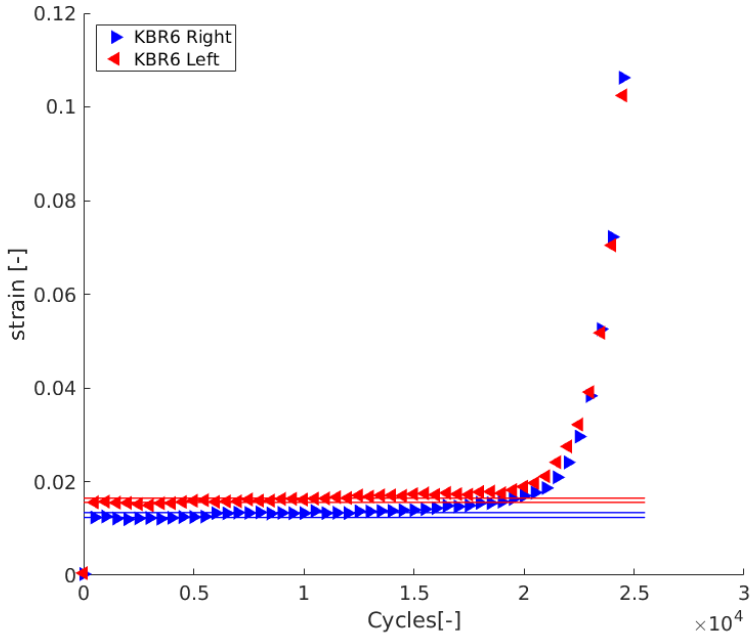


FIGURE 4.52 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre du défaut de l'éprouvette KBR6. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

Les résultats des éprouvette KBR33 et KBR6 sont intéressants car ils se détachent de manière franche de la population d'éprouvette avec gros défauts ou des éprouvettes avec petits défaut non grenaillées en menant à non rupture pour une contrainte de traction moyenne et une amplitude ΔK_I estimée au-dessus du seuil d'amorçage pour les éprouvettes KBR avec défaut artificiel. Cela signifie que pour un état de surface grenaillé, identique à celui des pièces en service, des défauts qualifiés de petits mais détectables (par le SWRi) ne mènent pas à amorçage pour des chargements plus élevés que ceux typiquement observés en service.

4.5 Conclusions intermédiaires

De très petits défauts ont été créés sur plusieurs éprouvettes pour essayer de déterminer un défaut minimal de rupture et ce pour différentes amplitudes de contrainte. Les dix éprouvettes (KBR33, KBR7, KBR32, KBR22, KBR43, KBR49, KBR42, KBR02, KBR27, KBR47) qui ont rompu dans les congés de raccordement (figure 4.20) présentent de petits défauts (*i.e.*, de profondeurs inférieures à 60 μm, usinés ou indentés). Comme pour l'éprouvette KBR33, ces défauts n'ont pas eu une influence suffisante pour provoquer une amorce de fissure puis une propagation dans leur voisinage. Des défauts non caractérisés (en majorité dans les congés de raccordement) ont provoqué la rupture des éprouvettes avant que les défauts fabriqués ne s'amorcent. Il n'est pas relevé de différence entre les défauts usinés et indentés.

On semble pouvoir conclure que les défauts de face amorcent pour de petites profondeurs (80 μm) sur les éprouvettes non grenaillées. L'intensification de contrainte en pointe de défaut est suffisante pour provoquer de la microplasticité et un endommagement qui mène à amorçage et propagation d'une fissure depuis les défauts avec une amplitude ΔK_I estimée à 10 MPa$\sqrt{\text{m}}$, une valeur deux fois plus grande que celles du chapitre 3. Ces observations sont conformes aux travaux de [Murakami, 2002]. Cette conclusion nécessiterait plus de résultats semblables. Le nombre important de rupture en dehors des congés rend difficile l'étude des petits défauts sur les éprouvettes KBR.

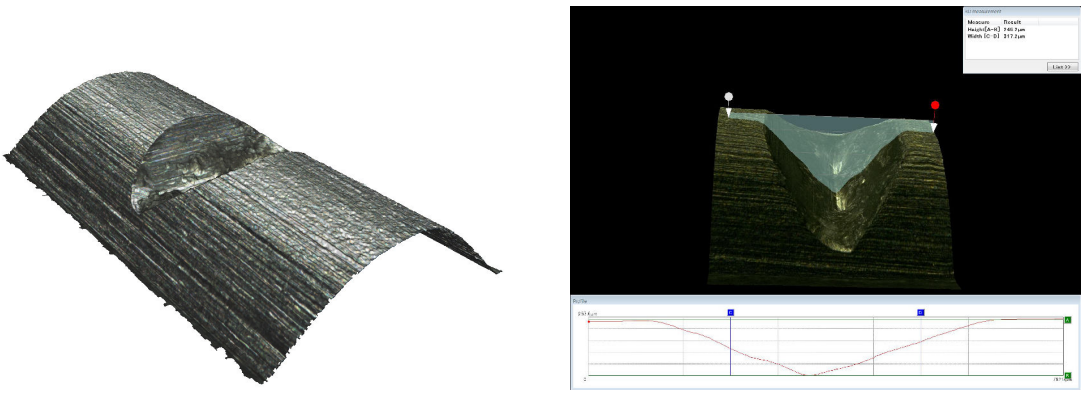
Pour les éprouvettes grenaillées, l'amorçage semble être beaucoup plus dépendant de la profondeur du défaut ainsi que de l'amplitude du chargement. Cela est cohérent avec les propriétés mécaniques de compression qui subsistent après grenaillage (cf. chapitre 2). Les gros défauts amorcent à la pointe de défaut où l'amorçage se situe en dessous de la zone en compression, cette zone se retrouve libre de contrainte voire en légère traction. Les fonds des petits défauts se trouvent quant à eux au coeur de la zone en compression due au grenaillage. Comme détaillé dans le chapitre 2 le pic de compression se situe dans la zone de sub-surface entre 50 μm et 80 μm et les niveaux de contraintes associés sont d'environ 1000 MPa. Ainsi pour des chargements de faible contrainte maximale, la contrainte subie par les défauts lors des cycles est trop faible pour provoquer de la microplasticité et l'amorçage d'une fissure. Le grenaillage a une forte influence bénéfique sur la tenue en fatigue des pièces présentant de petits défauts. Ces observations sur l'influence du grenaillage sont conformes aux travaux de [Takahashi *et al.*, 2008]. Ce critère de petit défaut (80 μm) correspond à la gamme de défauts détectables définis par le SwRI [Calcaterra, 2006].

4.6 Défauts de coin

4.6.1 Essai sur l'éprouvette KBR67

Analysons maintenant l'influence du même type de défaut, avec les mêmes profondeurs et les mêmes procédures de fabrication (usinés et indentés) dans les coins des éprouvettes.

L'éprouvette KBR67 (figure 4.53), usinée et non grenaillée, présente un défaut dans un des coins de la zone utile micro-usinée à 230 μm. L'éprouvette a été testée à faible contrainte maximale (0.3 u.a.) et a rompu en 16500 cycles. on observe sur la figure figure 4.54 les deux faces qui jouxtent le défaut. On remarque que la fissure progresse en surface sur les deux faces.



(a) (b)

FIGURE 4.53 – Image du défaut par micro-usinage et mesuré à une profondeur de 250 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal

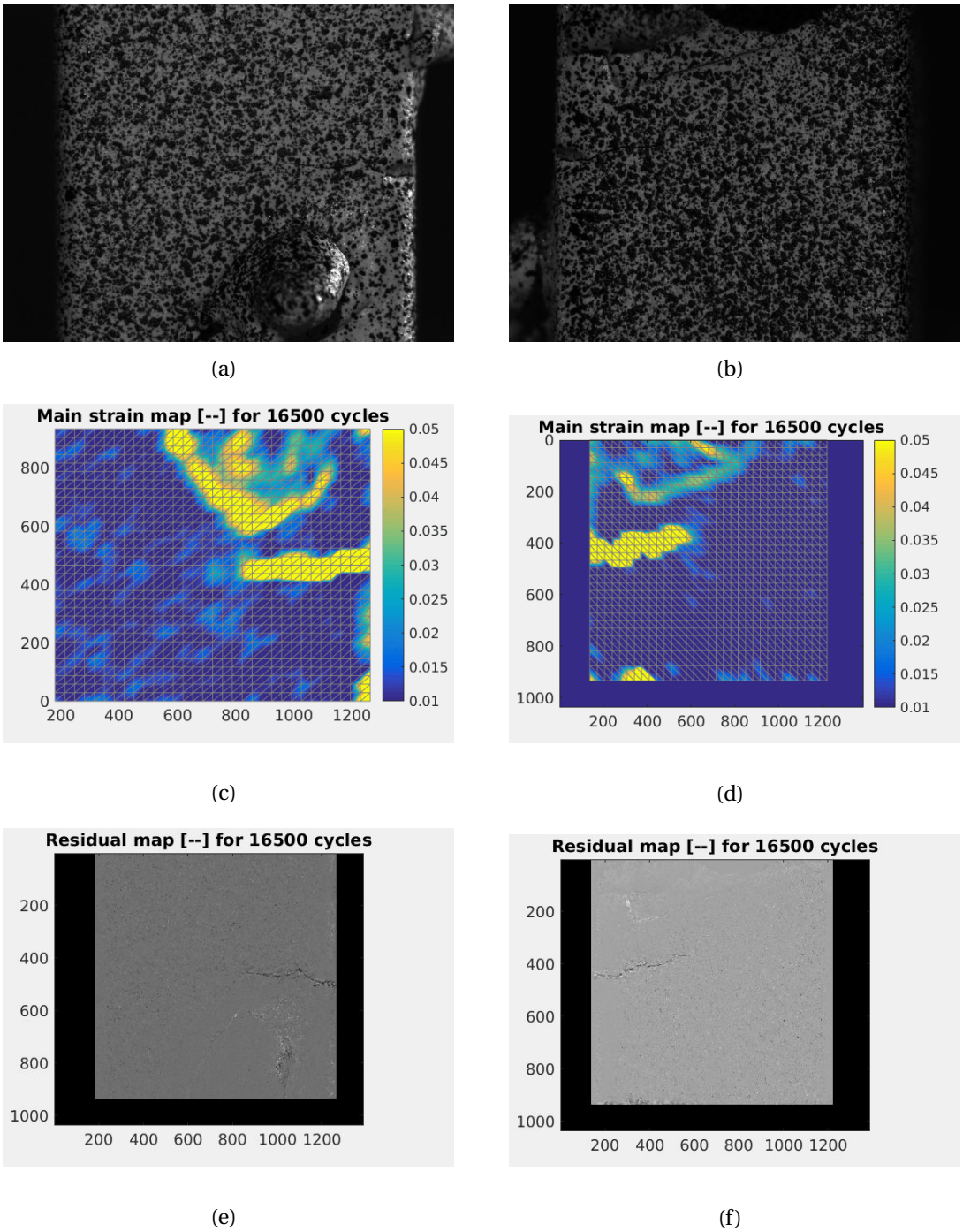


FIGURE 4.54 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR67

Le résultat en terme de tenue en fatigue de l'éprouvette KBR67 est présenté sur le diagramme de Wöhler de la figure 4.55. On remarque que la durée de vie de cette éprouvette est proche du comportement avec un défaut de même profondeur en sur-

face (*e.g.*, éprouvettes KBR44 et KBR41).

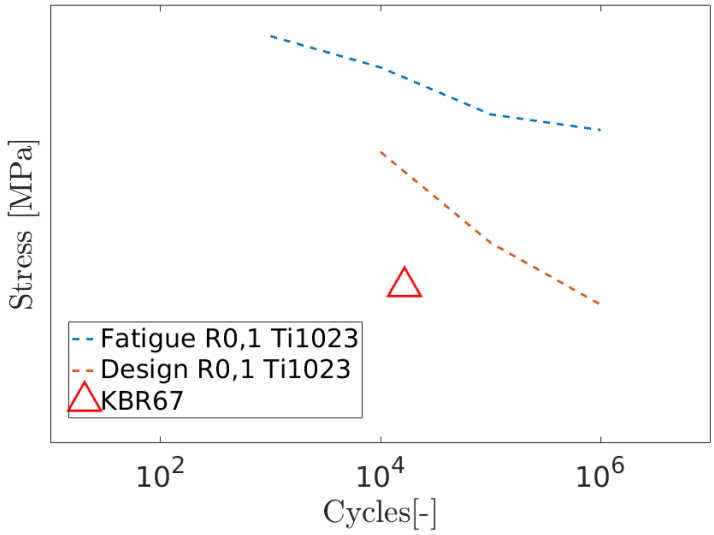


FIGURE 4.55 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR67 grenaillée avec un défaut en coin

La figure 4.56 présente l'évolution des déformations dans deux éléments à droite et à gauche de l'arête du défaut. Le franchissement des seuils respectifs de détection de la fissure se produit pour les deux pointes de fissure après respectivement 3500 et 4000 cycles. La fissure avance plus rapidement à droite du défaut que sur la gauche ou le front de fissure semble rester jusqu'au 8500e cycle proche de la zone d'amorçage pour ensuite se propager rapidement. Ce type de comportement a été observé dans le chapitre 3.

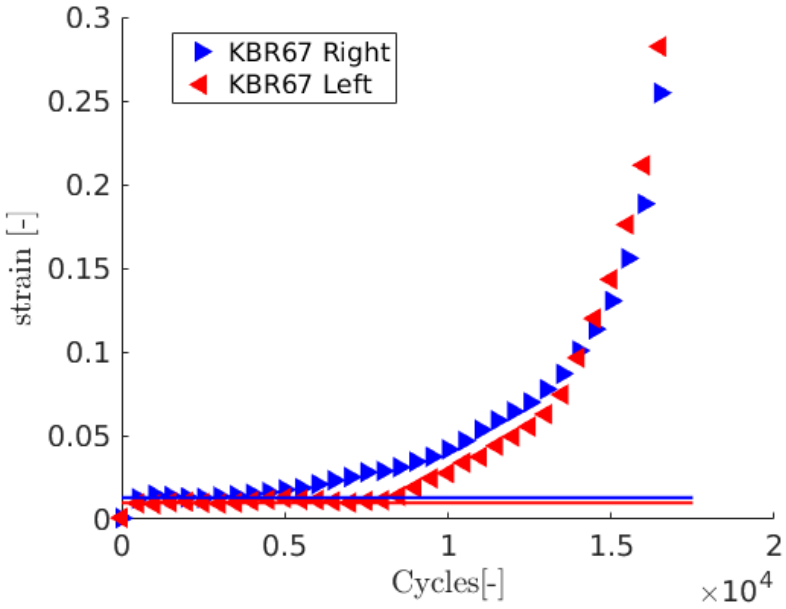


FIGURE 4.56 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR67. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

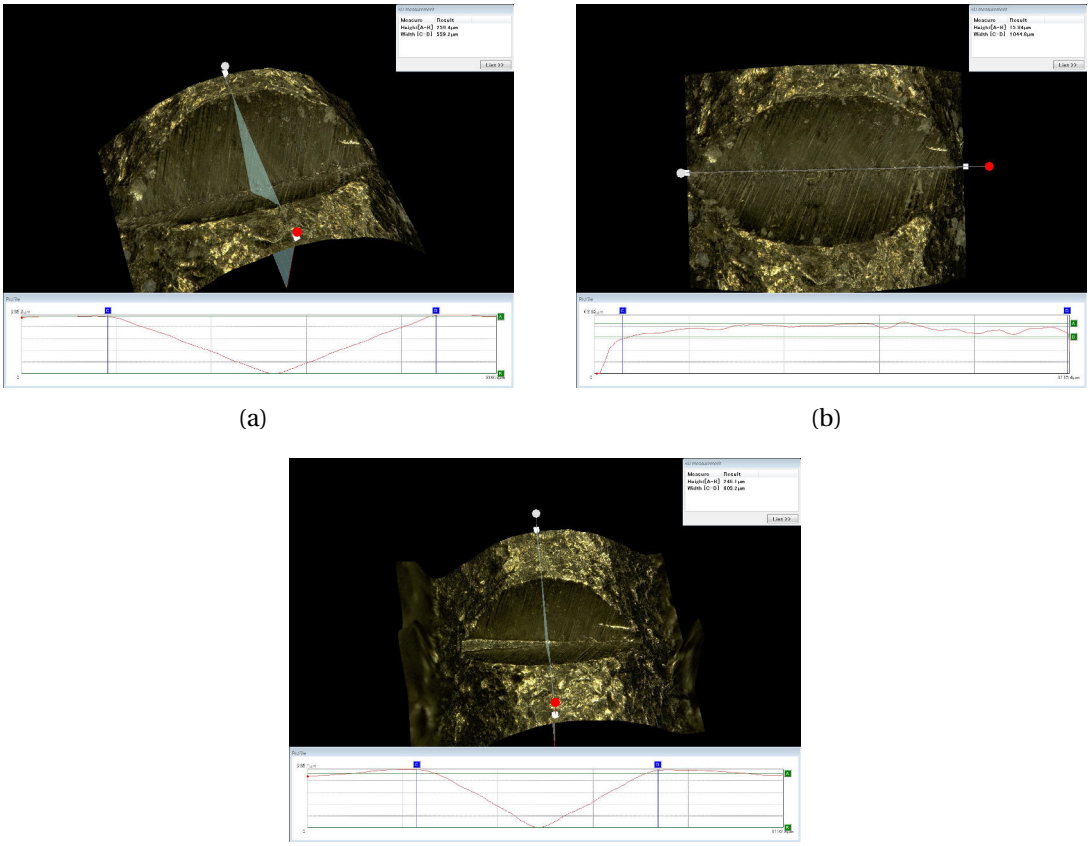
4.6.2 Analyses complémentaires

Une tentative sur l'éprouvette KBR27 non grenaillée avec des petits défauts en coin s'est soldée par un amorçage dans le congé de raccordement. La majorité des essais ultérieurs seront conduits sur des éprouvettes grenaillées pour s'approcher de la représentativité des pièces en service et limiter l'amorçage sur des défauts non identifiés.

Les éprouvettes suivantes, grenaillées, présentent des défauts de différentes tailles qui ont été indentés de manière quasi-statique dans les coins. De nombreux essais ont été réalisés avec cette configuration de défauts car il s'agit du coeur du travail réalisé dans cette section : des éprouvettes présentant un état de surface grenaillé similaire aux pièces en service et présentant des défauts de coin, une géométrie complexe présentant des bords libres et pour lesquels les propriétés bénéfiques du grenaillage semblent être moins certaines (cf. chapitre2). On prendra comme exemple les éprouvettes KBR19, KBR60, KBR58. L'éprouvette KBR19 a tenu 95000 cycles à une amplitude de 0.3 u.a.. Cette éprouvette présente 12 défauts profonds (290 μm). L'éprouvette KBR58 a la particularité d'avoir été indentée 3 fois successivement avec des défauts de 250 μm de profondeur, un des défauts a tenu 95000 cycles à 0.33 u.a., les deux autres avaient précédemment conduit à des non ruptures à 0.3 u.a. pour 2075000 cycles pour l'un et 3491000 cycles pour l'autre. Enfin l'éprouvette KBR60 a tenu 218000 cycles pour un défaut de 270 μm de profondeur.

4.6.3 Eprouvette KBR58

L'éprouvette KBR58 (figure 4.57) est un exemple intéressant de l'étude car elle montre la variabilité qui existe lors des essais de fatigue sur les éprouvettes KBR grenaillées présentant des défauts. Deux gros défauts indentés successivement sur cette éprouvette ont abouti à des non ruptures pour des durées de vie nettement supérieures à la courbe de conception. Ces défauts sont donc non propageants pour le nombre de cycles testé. L'intensification de contrainte en fond de défaut n'a pas été suffisante pour amener à un amorçage et à une propagation de fissure pour une contrainte maximale de 0.3 u.a. lors du cyclage. Le troisième défaut similaire aux deux précédents a également été testé à 0.33 u.a.. Il a provoqué la rupture de l'éprouvette au bout de 95000 cycles. Les deux autres défauts toujours présents sur l'éprouvette lors de ces blocs de cycles à 0.33 u.a. n'ont pas amorcé.



(a) (b)

(c)

FIGURE 4.57 – Image des défauts d'indentation mesurés à une profondeur de 250 μm environ. (a-b) Défauts non propageants. (c) Défaut propageant

La figure 4.58 illustre l'amorçage et la propagation à partir du troisième défaut. On remarque une augmentation des déformations et des résidus en pointe du troisième

défaut au cours des cycles. Pour les deux premiers défauts (à gauche et à droite des animations), les déformations sont plus importantes en pointe de défaut que dans le reste de la pièce mais elles restent constantes au cours des cycles. On conclut que seul le troisième défaut a amorcé et propagé.

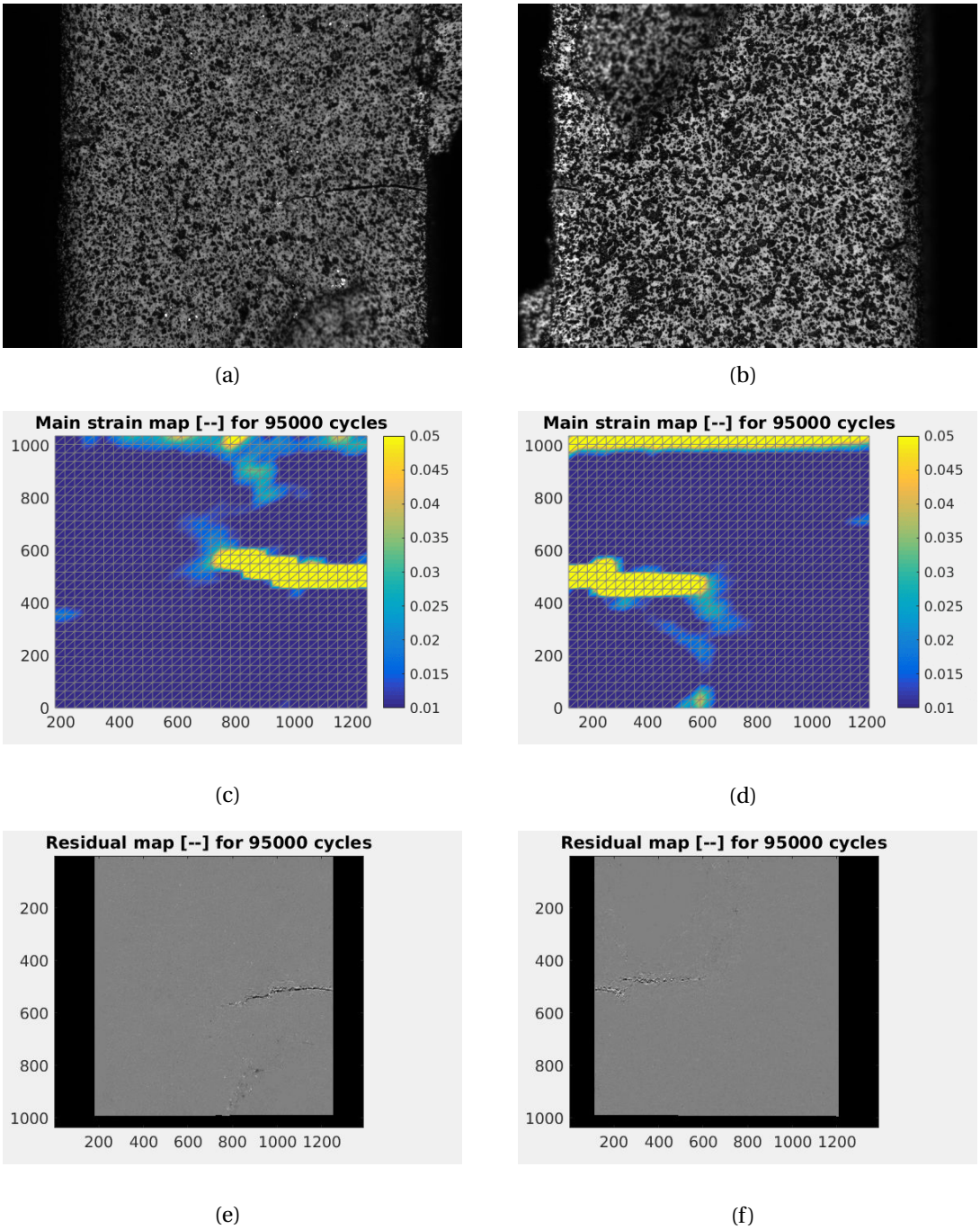


FIGURE 4.58 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR58

Les résultats sur les trois défauts de l'éprouvette KBR58 sont reportés dans le diagramme de Wöhler de la figure 4.59.

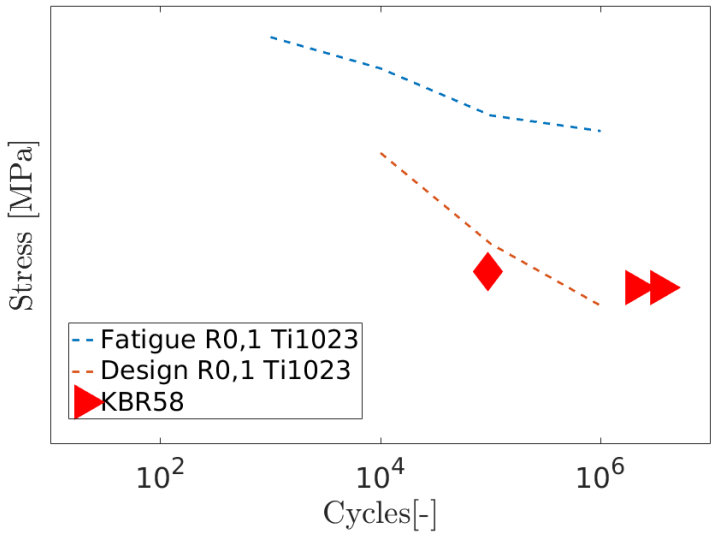


FIGURE 4.59 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR58 grenaillée présentant 3 défauts en face dont 1 seul a propagé

La figure 4.60 présente l'évolution des déformations dans deux éléments de part et d'autre de l'arête où se situe le défaut. Le franchissement des seuils respectifs de détection de la fissure se produit pour les deux pointes de fissure après 74000 cycles pour la face de droite et 80000 cycles pour la face de gauche.

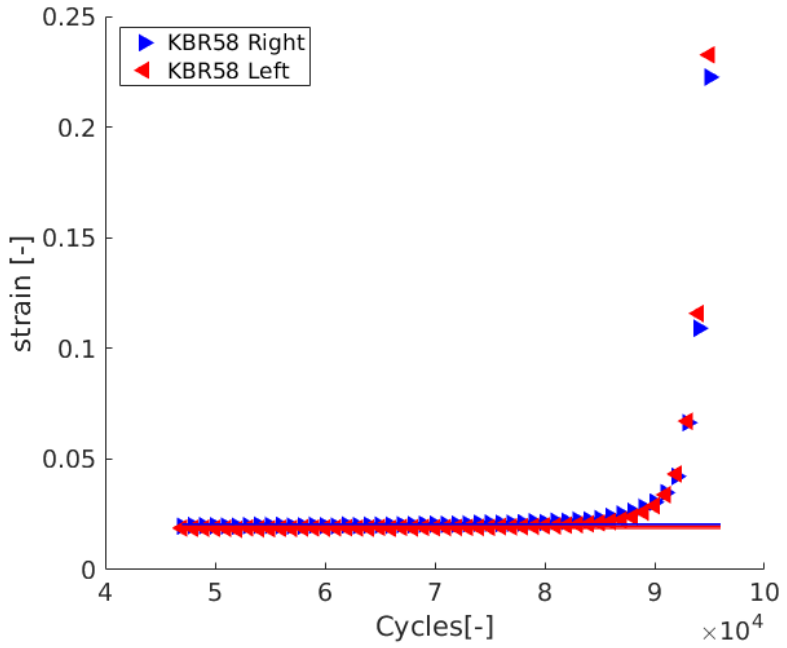
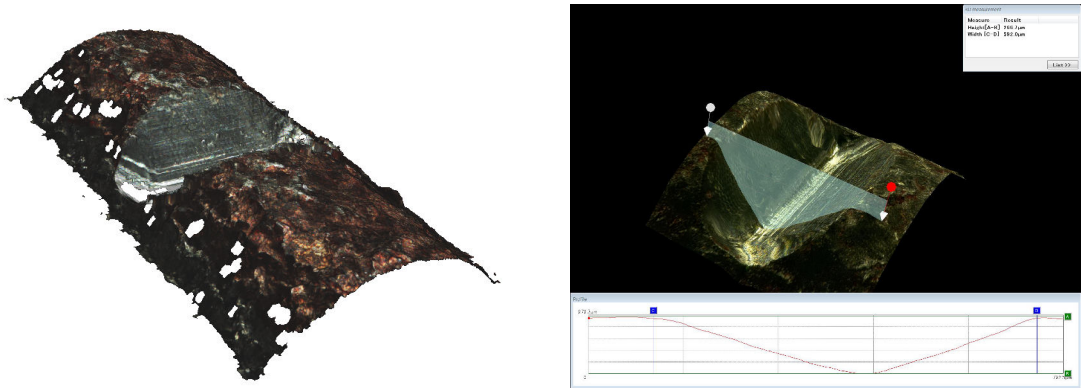


FIGURE 4.60 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arrête où se situe le défaut propageant de l'éprouvette KBR58. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

4.6.4 Essai sur l'éprouvette KBR60

On peut comparer ces résultats avec la tenue en fatigue de l'éprouvette KBR60 grenaillée, sur laquelle un micro-usinage à 270 μm de profondeur a été effectué (figure 4.61). Cette éprouvette a rompu sur le défaut après 218000 cycles à 0.3 u.a.. La figure 4.62 présente ce résultat dans le diagramme de Wöhler.



(a) (b)

FIGURE 4.61 – Image du défaut par micro-usinage mesuré à une profondeur de 270 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal

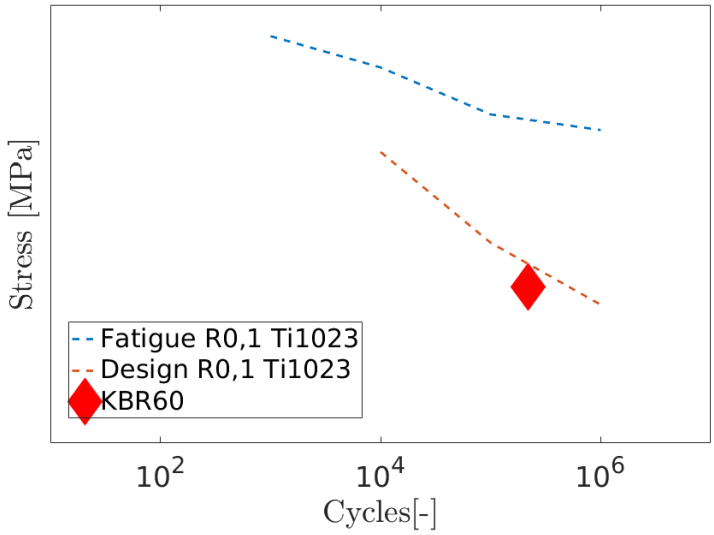
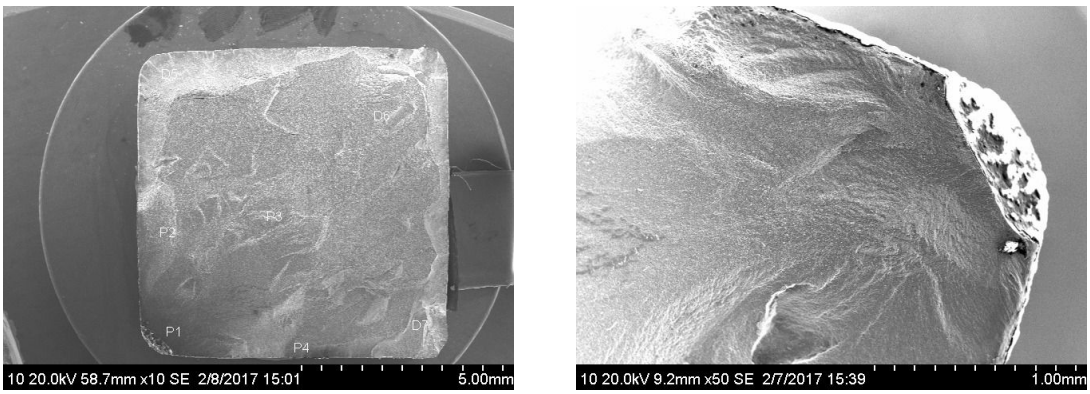


FIGURE 4.62 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR60 grenaillée présentant un défaut usiné à 270 μm de profondeur

Contrairement à l'éprouvette KBR58 présentant trois défauts dont deux qui n'ont pas amorcé, ici il y a eu amorçage pour un défaut à 0.3 u.a.. Le faciès de rupture de l'éprouvette KBR60 est présenté en figure 4.63



(a) (b)

FIGURE 4.63 – Faciès de rupture de l'éprouvette KBR60 ayant propagé à partir d'un défaut micro-usiné. (a) Ensemble du faciès de rupture, (b) faciès de rupture de propagation autour des zones de défaut

Les cartes de déformations principales maximales et résidus de l'essai KBR60 sont présentées en figure 4.64. On observe la propagation de la fissure de part et d'autre du défaut initial.

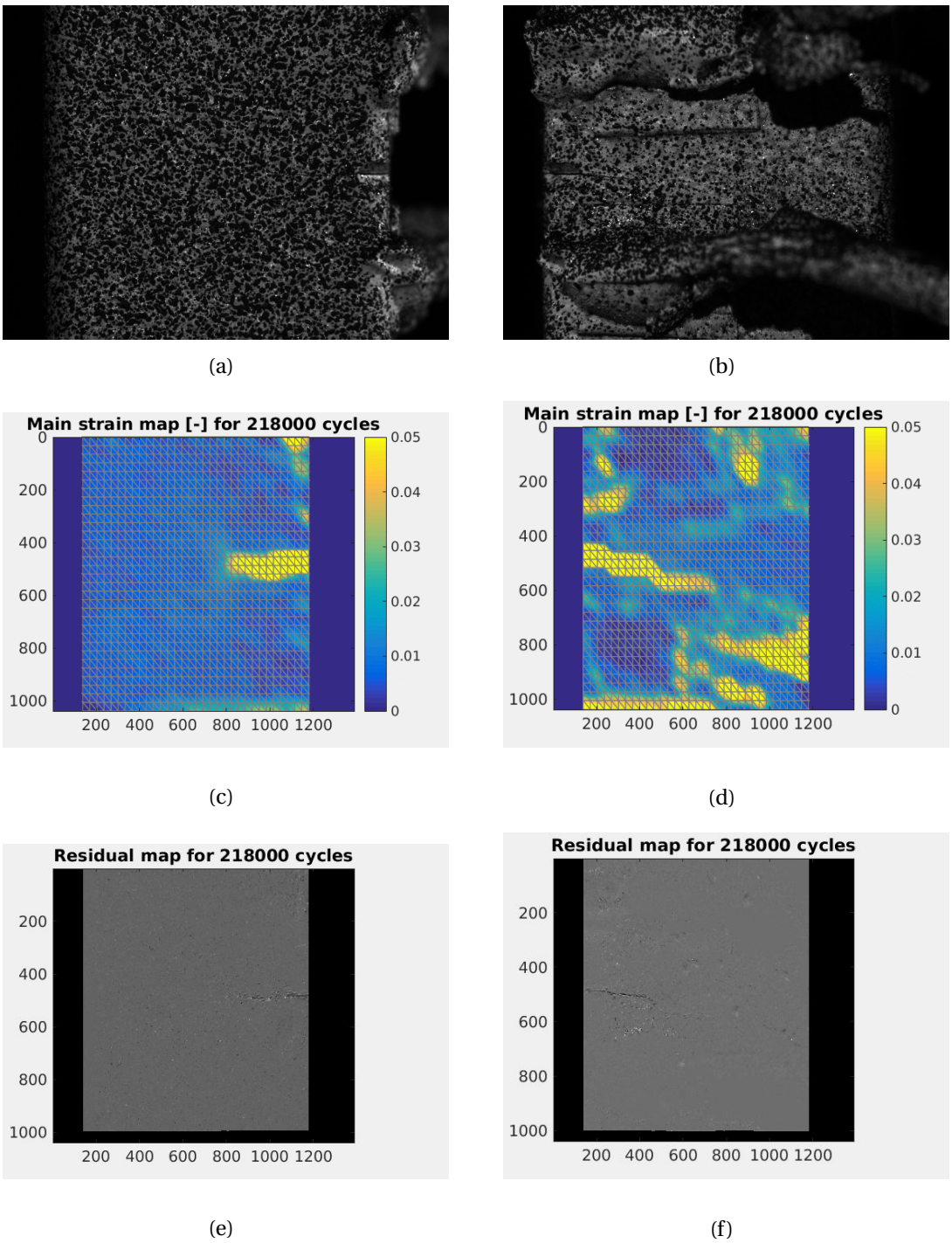


FIGURE 4.64 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR60

Plusieurs hypothèses sont possibles. L'une d'elles est que le défaut usiné ait été effectué au niveau d'un point faible de la microstructure comme le troisième défaut

de l'éprouvette précédente. La variabilité du résultat serait alors un effet de la microstructure du matériau (voir chapitre 1). L'autre hypothèse est l'influence du moyen de fabrication. L'usinage enlève la matière du défaut et notamment la sub-surface grenaillée qui présente des contraintes résiduelles de compression. L'indentation quant à elle n'enlève pas de matière. L'usinage étant un processus considéré comme plus doux que les indentations, moins de contraintes résiduelles de compression sont présentes en fond de défaut. Ces contraintes résiduelles pourraient expliquer un ralentissement de l'activité microplastique au cours des cycles et expliquer les non amorçages de l'éprouvette KBR58. Cette hypothèse est corroborée par plusieurs travaux de la littérature [Fleury *et al.*, 2017, Gourdin *et al.*, 2017]. Cependant les défauts sont alors créés par des moyens plus impactants pour la microstructure car il s'agit de chocs (chute d'objet ou indentation dynamique aux barres d'Hopkinson).

Il est intéressant de regarder le comportement de propagation de la figure 4.65 qui présente l'évolution des déformations dans deux éléments à droite et à gauche de l'arête du défaut. Le franchissement des seuils respectifs de détection de la fissure se produit pour les deux pointes de fissure après 11000 cycles pour les deux côtés du défaut. Malgré un amorçage rapide, la fissure se propage très lentement jusqu'à environ 200000 cycles. Cela signifie que le régime de propagation est différent entre les premiers cycles et les derniers cycles. Les faibles niveaux de contraintes ainsi que le grenaillage en surface de l'éprouvette peuvent expliquer cette propagation lente de la fissure. Dans le cas de la fissure KBR58 pour laquelle deux défauts n'ont pas amorcé alors que les mêmes conditions étaient utilisées la propagation a peut être eu lieu mais de manière encore plus lente. Il y a alors pu y avoir accumulation suffisante de plasticité en front de fissure (cf. chapitre 3) pour que la fissure s'arrête et ne mène pas à rupture l'éprouvette.

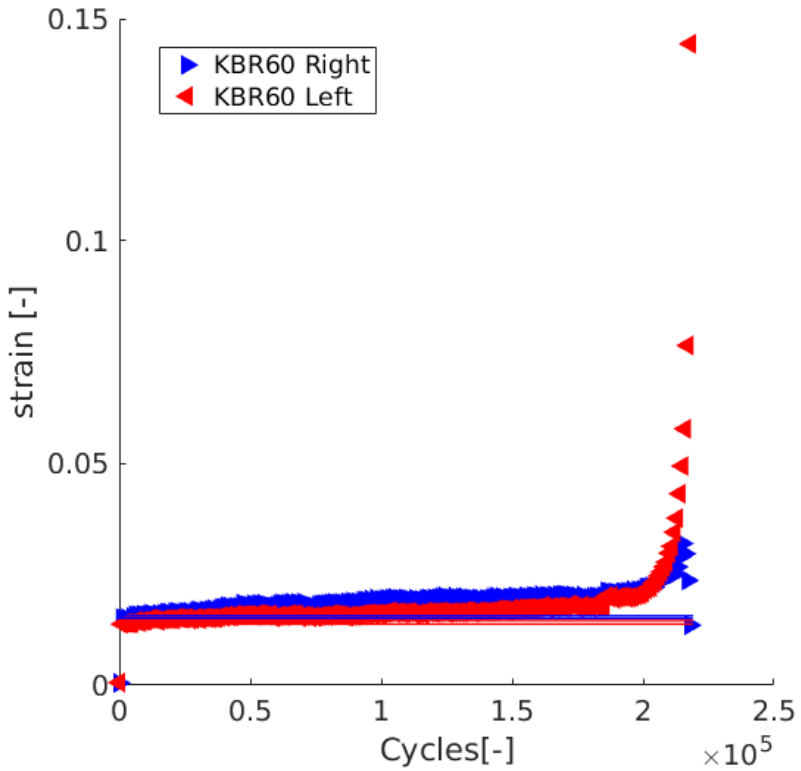
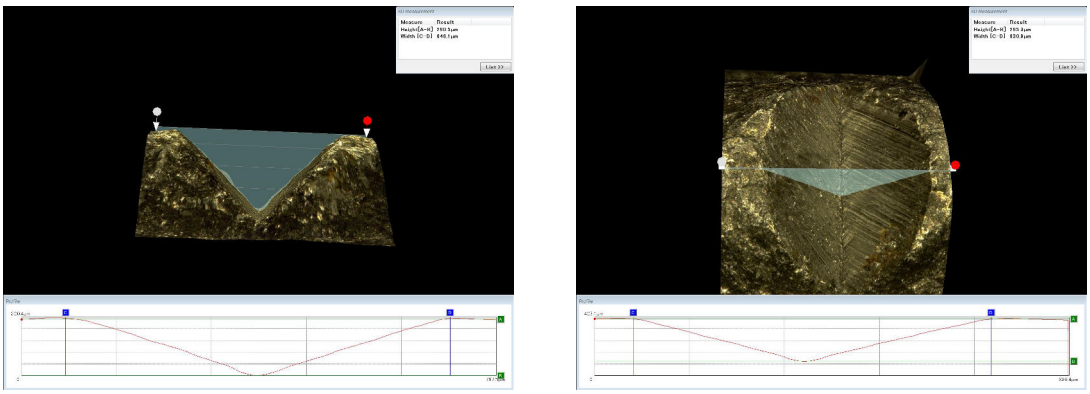


FIGURE 4.65 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR60. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

4.6.5 Essai sur l'éprouvette KBR19

L'éprouvette KBR19 présente des défauts de même profondeur (voire un peu plus profonds 290 μm que les éprouvettes précédentes), voir figure 4.66. Cette éprouvette a la particularité de présenter 12 défauts dans les coins de l'éprouvette. On essaie ici d'optimiser l'évaluation de la variabilité des ruptures sur des défauts de même profondeur en réduisant le nombre d'éprouvettes à tester.



(a) (b)

FIGURE 4.66 – Image au microscope confocal des défauts par micro-usinage mesuré à une profondeur de 290 μm environ. (a) Vue de côté, (b) vue de face

Sur la figure 4.67, les défauts de l'éprouvette se détachent particulièrement sur les cartes de déformation grâce à l'augmentation locale des déformations autour de chaque défaut. A partir de 77000 cycles, le défaut sur l'image de droite en bas à droite (figure 4.66(a)) commence à avoir des déformations plus importantes que les autres. Il commence donc à propager. A partir de 87000 cycles, le défaut sur l'image de gauche en haut à gauche commence lui aussi à avoir des déformations plus importantes. Ce défaut commence donc à propager lui aussi avec un retard de 7000 cycles par rapport au défaut de l'image de droite. C'est le premier défaut qui conduira à la ruine de l'éprouvette. Avant amorçage les deux défauts sont complétement indépendants l'un de l'autre. La modélisation par éléments finis présentée ci-dessous montre une zone d'influence du défaut de quelques 250 μm bien inférieure à la distance entre les défauts. Cette éprouvette présente donc un multi-amorçage de défauts. Parmi les douze défauts présents sur l'éprouvette, deux défauts ont amorcé à des nombres de cycles proches du nombre de cycles à rupture de l'éprouvette KBR58 sur le troisième défaut.

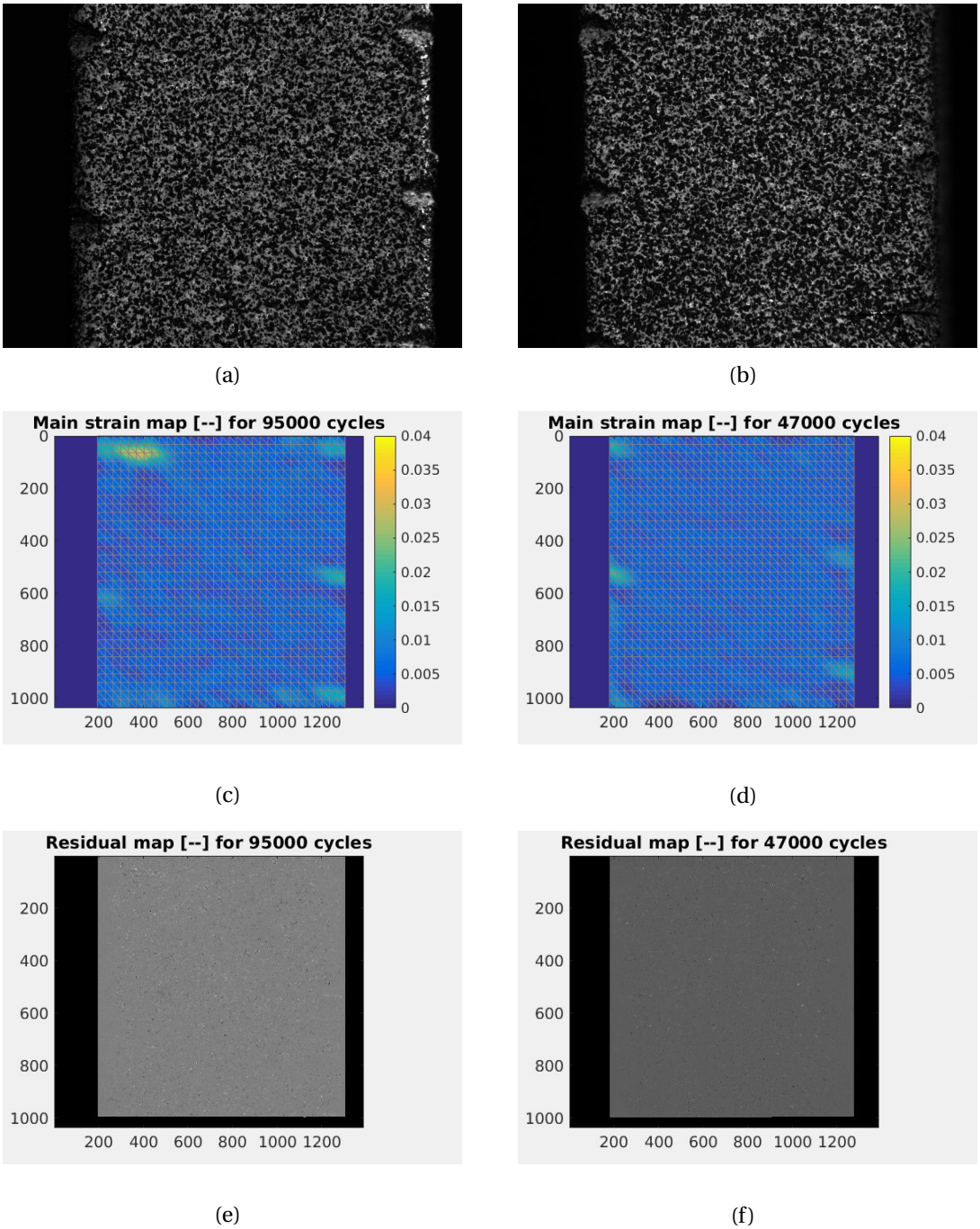


FIGURE 4.67 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR19

La figure 4.68 illustre le comportement de propagation pour les deux défauts amorçant sur l'éprouvette KBR19. La propagation de la fissure dépasse le seuil de détection dès 77000 cycles pour le défaut en bas à droite de l'image 4.67(d) alors qu'il faut

attendre 87000 cycles pour détecter la propagation du défaut en haut à gauche de l'image 4.67(c).

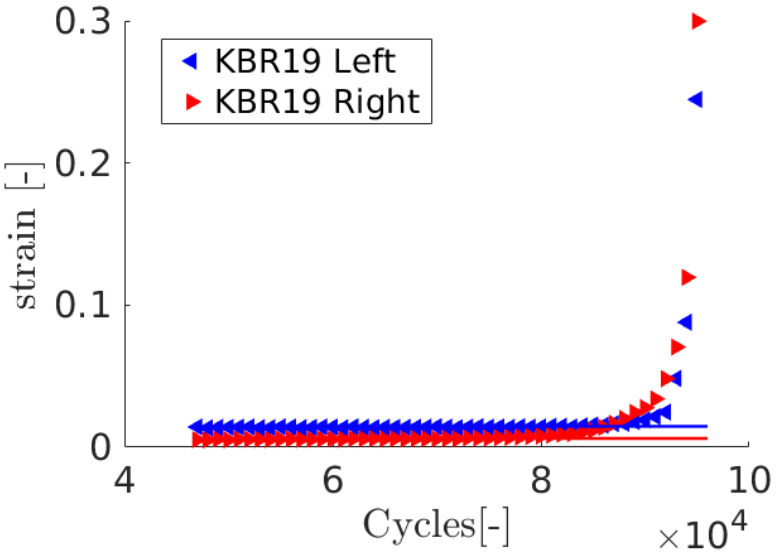


FIGURE 4.68 – Estimation des déformations au cours de l'essai en pointe de défauts sur l'éprouvette KBR19. Les triangles rouges représentent l'évolution de la propagation du défaut de droite. Les triangles bleus représentent l'évolution de la propagation du défaut de gauche. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection respectifs utilisés pour chaque défaut analysé

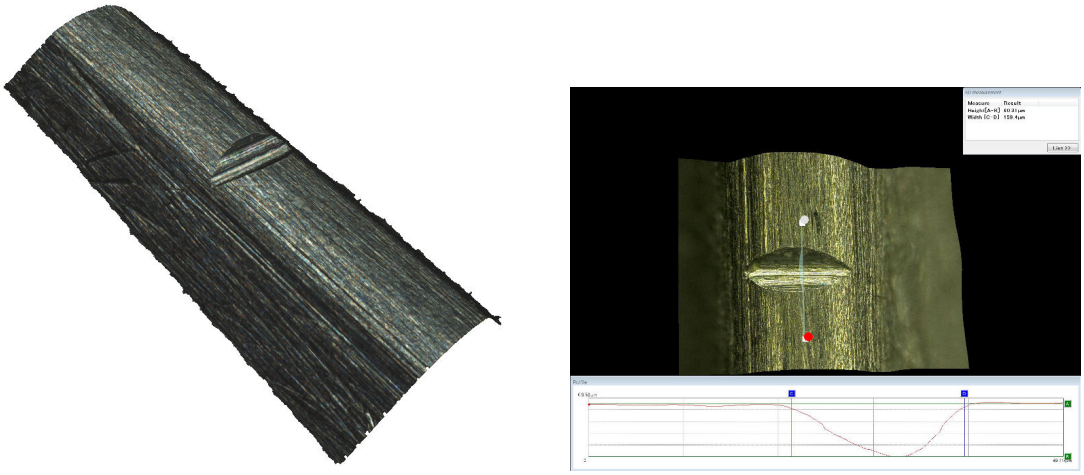
Une analyse probabiliste se dessine, pour des défauts de 290 μm de profondeur, deux défauts sur douze amorcent. Cela fait une probabilité d'amorçage de 15 % à 90000 cycles pour une contraintes maximale de 0.3 u.a. lorsque l'on prend en compte l'ensemble des gros défauts de coin de cette éprouvette. En prenant en compte les éprouvettes KBR58 et KBR60, quatre défauts sur seize ont amorcé entre 90000 et 218000 cycles soit 24 %.

Contrairement aux défauts profonds de face qui amorcent toujours pour un nombre de cycles faibles, les défauts en coin sur des éprouvettes grenaillées sont ralentis voire inhibés. Les contraintes résiduelles dans les coins sont donc bénéfiques quant à la durée de vie des pièces présentant un défaut important en coin.

4.6.6 Eprouvettes présentant de petits défauts de coin

On s'intéresse maintenant à de plus petits défauts d'une profondeur de 60 μm environ dans les coins. Un nombre important d'éprouvettes dont plusieurs avec multi-défauts a été testé. On se rapproche ici de la dimension non propageante de défaut de face pour des éprouvettes grenaillées. La variabilité tend à augmenter car la taille des défauts est de plus en plus petite par rapport à la microstructure. Suivant la localisation du défaut, on s'attend à ce que les résultats de durée de vie soient différents.

Un petit défaut sur une éprouvette non grenaillée en coin est micro-usiné. L'éprouvette KBR66 (figure 4.69) usinée et non grenaillée a été testée à une contrainte maximale de 0.58 u.a.. D'après les résultats du chapitre 2 et de l'étude de l'éprouvette KBR6, après quelques cycles, les contraintes résiduelles de compression dues au grenaillage s'estompent et disparaissent. On observe sur la figure 4.70 une rupture de l'éprouvette en 5000 cycles, soit une durée de vie très faible.



(a) (b)

FIGURE 4.69 – Image du défaut par micro-usinage mesuré à une profondeur de 60 μm environ. (a) Reconstruction par tête Alicona, (b) image au microscope confocal

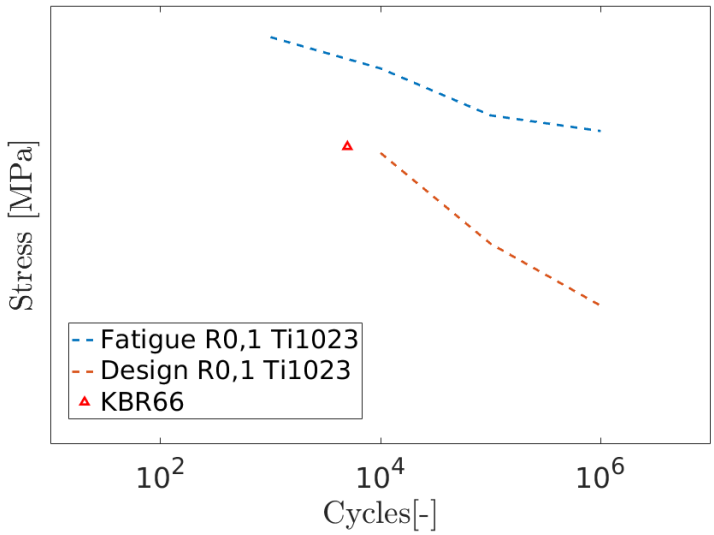


FIGURE 4.70 – Diagramme de Wöhler de l'éprouvette KBR66 non grenaillée présentant un défaut usiné de 60 μm de profondeur

Il est intéressant de comparer la phase de propagation de la fissure entre l'éprouvette KBR66 et les éprouvettes testées à plus faible amplitude. Ici la propagation de la fissure après amorçage est très rapide. La figure 4.71 illustre cet essai.

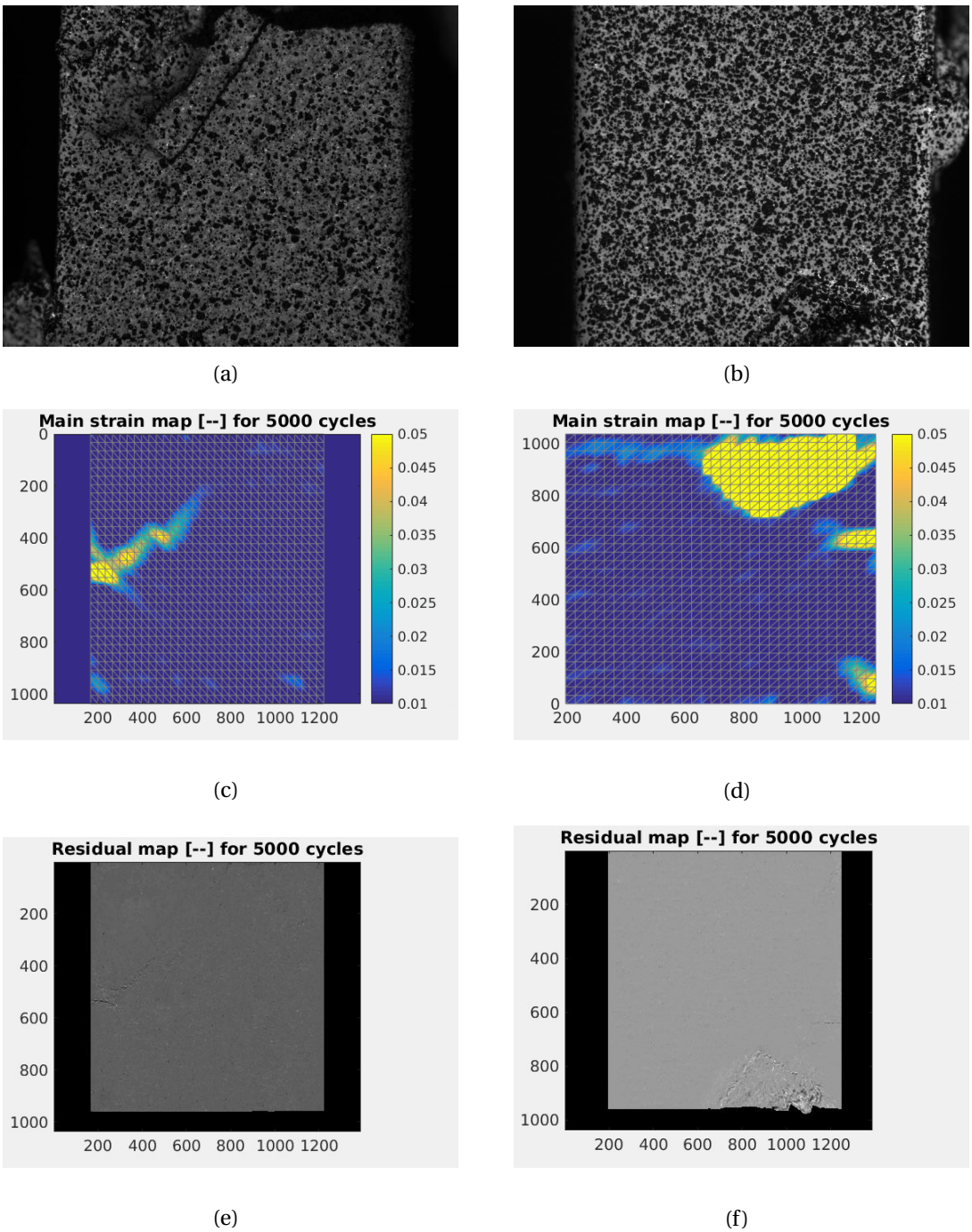


FIGURE 4.71 – Essai sur l'éprouvette KBR66. (a) Image de la face de droite de l'éprouvette ; (b) image de la face de gauche de l'éprouvette ; (c) champs de déformation principale maximale de la face de droite ; (d) champs de déformation principale maximale de la face de gauche ; (c) champs de résidus de la face de droite ; (d) champs de résidus de la face de gauche

La figure 4.72 illustre la propagation de part et d'autre du défaut. On observe le dépassement du seuil de détection à partir du cycle 2000. La fissure se propage de façon relativement homogène et symétrique sur les deux faces jouxtant le défaut initial.

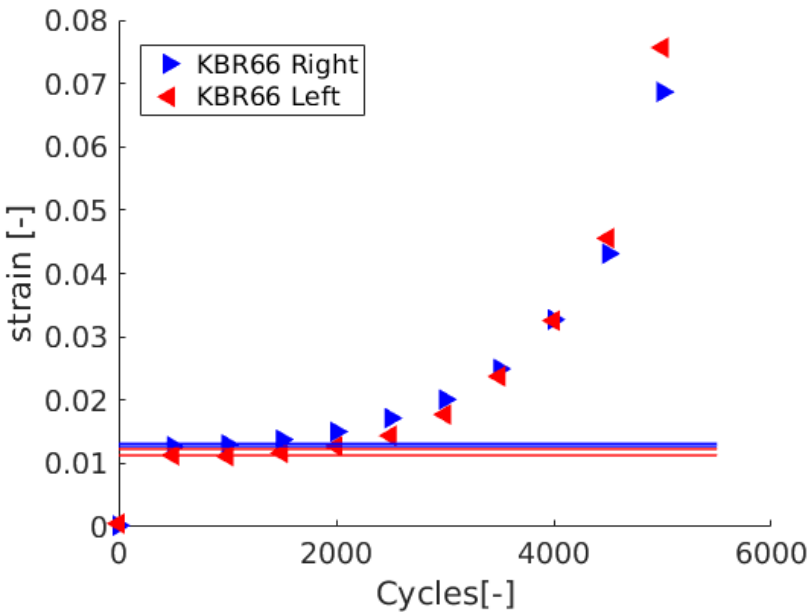


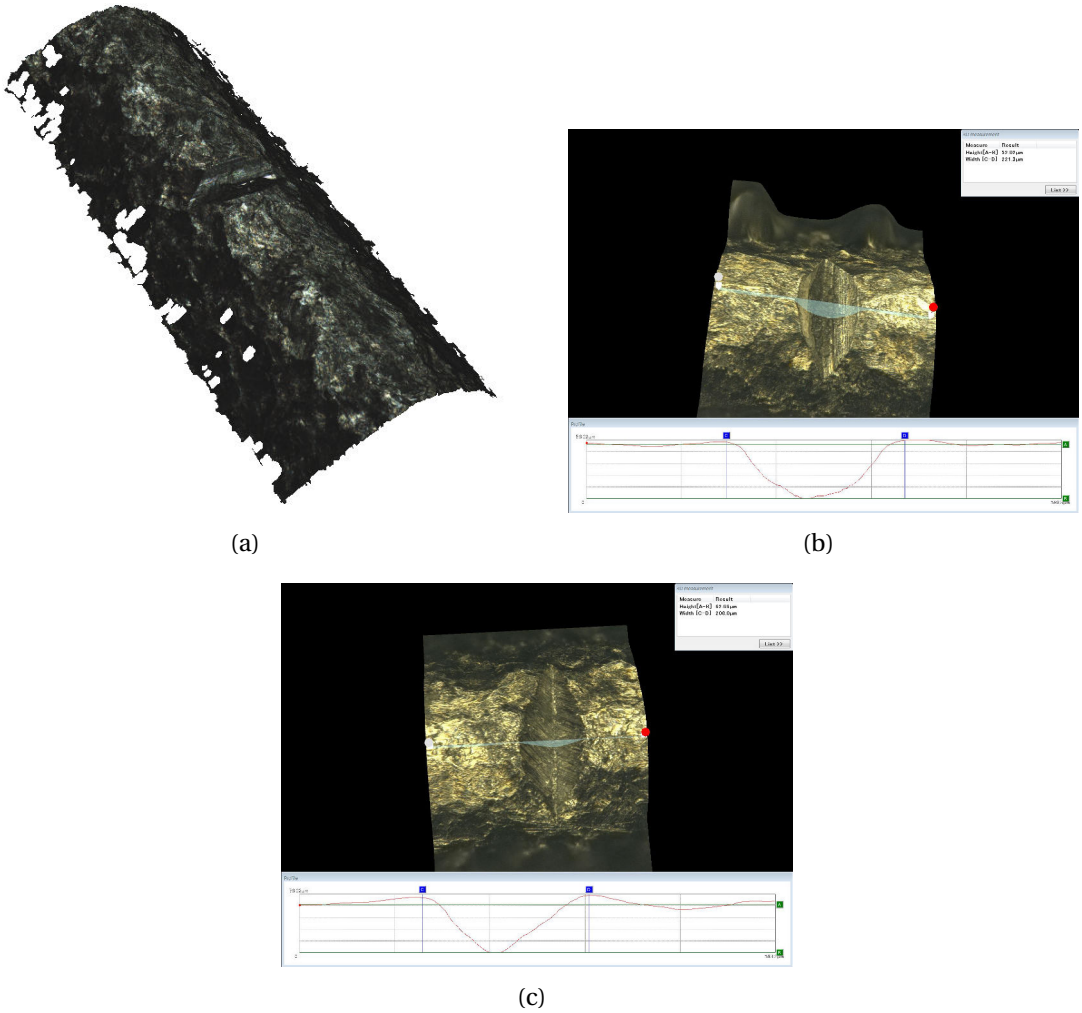
FIGURE 4.72 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR66. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détections utilisés pour chaque élément analysé

L'éprouvette KBR66 montre la possibilité de l'amorçage d'un petit défaut sur le coin d'une éprouvette grenaillée pour une amplitude de chargement importante. Le point de rupture de cette éprouvette se situe en dessous de la courbe de conception (figure 4.70). On souhaite étudier le comportement des éprouvettes grenaillées testées à plus faible charge où les contraintes résiduelles de compression ne sont pas affaiblies par les cycles de chargement (cf. chapitre 2).

4.6.7 Eprouvettes multi-défauts

Pour réaliser cette partie de l'étude sur petits défauts où l'on s'attend à une forte variabilité des résultats d'amorçage, toutes les éprouvettes présentées contiennent des défauts multiples indentés par chargement quasi-statique. On réalise un premier essai sur l'éprouvette KBR59 usinée puis grenaillée qui présente neuf défauts (huit défauts d'une profondeur de 65 μm environ et un défaut usiné d'une profondeur d'environ 55 μm). Cette éprouvette est intéressante car elle permet de comparer lors du même essai l'influence d'un défaut micro-usiné par rapport à des défauts indentés de dimensions et profondeurs petites et comparables (figure 4.73). On observe la rupture de l'éprouvette pour une contrainte maximale de 0.45 u.a. en 70000 cycles, soit au dessus

de la courbe de conception (figure 4.74). Il est important de préciser que l'amorçage a eu lieu sur un seul défaut et indenté (figure 4.73(c)).



(a) (b)

(c)

FIGURE 4.73 – Image des défauts créés par micro-usinage (a-b) ou indentation (c)

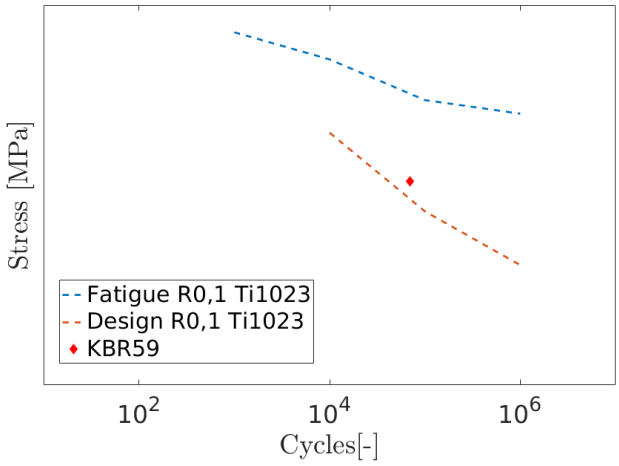
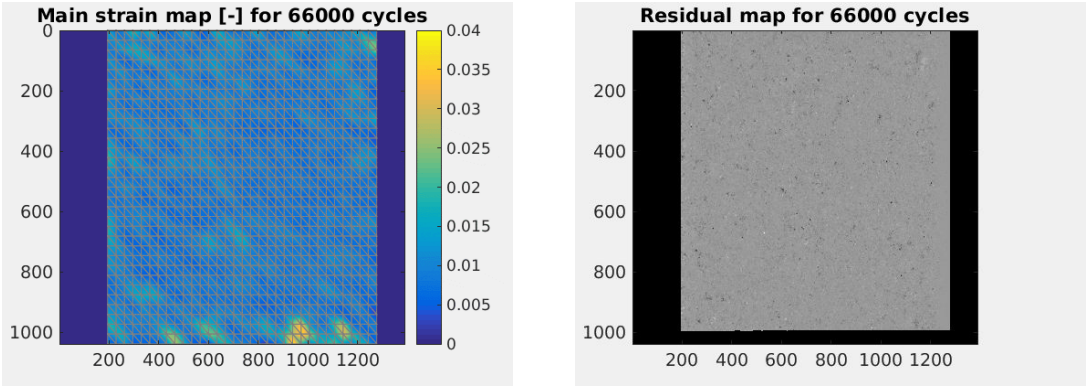


FIGURE 4.74 – Résultat de l'éprouvette KBR59 dans le diagramme de Wöhler

L'évolution des champs de déformation principale maximale et de résidus sont présentés sur la figure 4.75 pour une seule face de l'éprouvette lors des derniers cycles de l'essai. Le défaut qui a amorcé au cours de l'essai est présent sur le bord droit de la face.



(a) (b)

FIGURE 4.75 – Evolution des champs de déformation principale maximale (a) et de résidus de corrélation (b) pour l'éprouvette KBR59

On observe la propagation à partir du défaut indenté sur la figure 4.76. La phase d'amorçage est longue (66000 cycles) alors que la phase de propagation est courte (3000 cycles) pour cet essai.

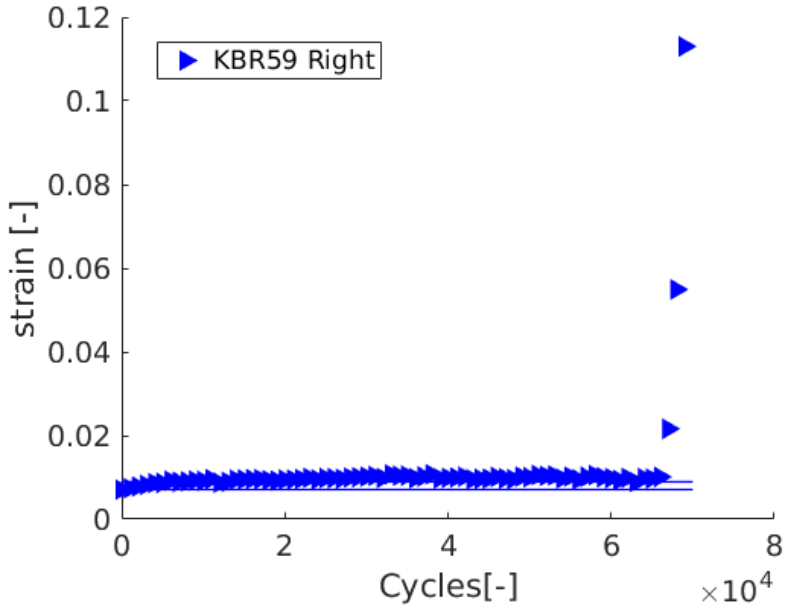


FIGURE 4.76 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR59. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

On observe un amorçage sur un défaut indenté sur huit pour une contrainte maximale de 0.45 u.a.. L'amorçage sur un défaut indenté en compétition avec un défaut usiné à la même profondeur est intéressant car cela va à l'encontre d'une plus forte criticité d'un défaut usiné [Doremus *et al.*, 2015, Gourdin *et al.*, 2017]). Il faut cependant prendre en compte le caractère multidéfaut de cette éprouvette. En effet avec huit défauts indentés pour un défaut usiné, ceux-ci avaient beaucoup plus de chance d'avoir été réalisés sur un point faible de l'éprouvette que le défaut micro-usiné. La variabilité due à la microstructure peut donc expliquer ce résultat. Cela montre néanmoins que les deux procédés de fabrication sont proches pour réaliser un défaut critique. Contrairement au défaut de face de la même dimension avec 8 défauts indentés (foret) sur une éprouvette dont aucun avait amorcé à une amplitude de 0.45 u.a. (éprouvette KBR33), on observe ici l'amorçage d'un défaut de coin.

Il s'agit par la suite de tester des niveaux de contraintes plus bas avec le même type de défaut pour conclure quant au caractère néfaste des défauts de petites dimensions dans les coins des éprouvettes pour des chargements s'approchant de ceux des pièces en service. On multiplie les essais pour déterminer un seuil de contraintes minimal lié à un type de défaut donné à partir duquel il y aura amorçage lors des chargements de fatigue. Il s'agit d'une procédure proche de celle de la norme américaine [AST, 2015] pour détecter le facteur d'intensité des contraintes seuil utilisé dans le chapitre 3.

On teste l'éprouvette KBR45 qui est grenaillée sur laquelle neuf défauts de 65 μm de profondeur environ ont été indentés dans des coins. Cette éprouvette, testée dans un premier temps à une contrainte maximale de 0.4 u.a., a résisté à 1 028 000 cycles

et tous les défauts conduisent à une non rupture. L'information est importante car elle marque un non amorçage sur les défauts produits pour un chargement intermédiaire. L'éprouvette est ensuite amenée à rupture à 0.45 u.a. en 84000 cycles, un nombre de cycles comparable aux 70 000 précédents sur un seul défaut (figure 4.78). Le résultat de l'essai sur l'éprouvette KBR45 est reporté dans le diagramme de Wöhler. Il y aurait donc un seuil d'amorçage des petits défauts de coin (d'une profondeur d'environ 65 μm) sur des éprouvettes grenaillées entre 0.4 u.a. et 0.45 u.a..

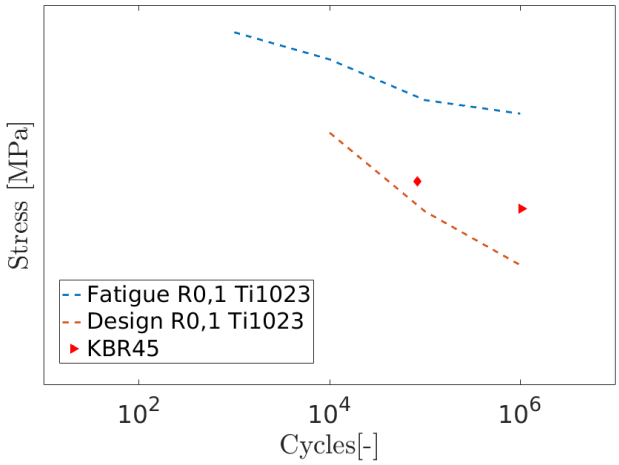


FIGURE 4.77 – Résultat de l'éprouvette KBR45 dans le diagramme de Wöhler

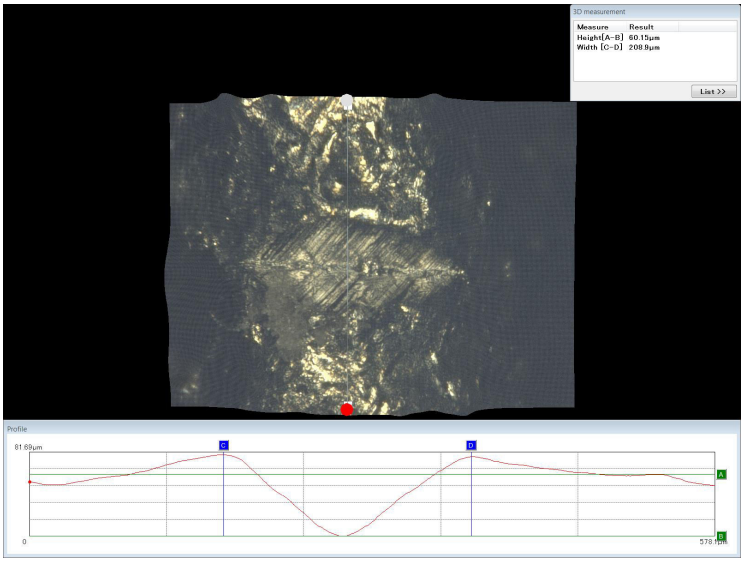


FIGURE 4.78 – Image de défaut obtenu par indentation et mesuré à une profondeur de 60 μm environ

La figure 4.79 illustre la phase d'amorçage après 82000 cycles et la propagation du

défaut lors du palier de contrainte à 0.45 u.a.. La rupture a lieu sur un des défauts après 85000 cycles.

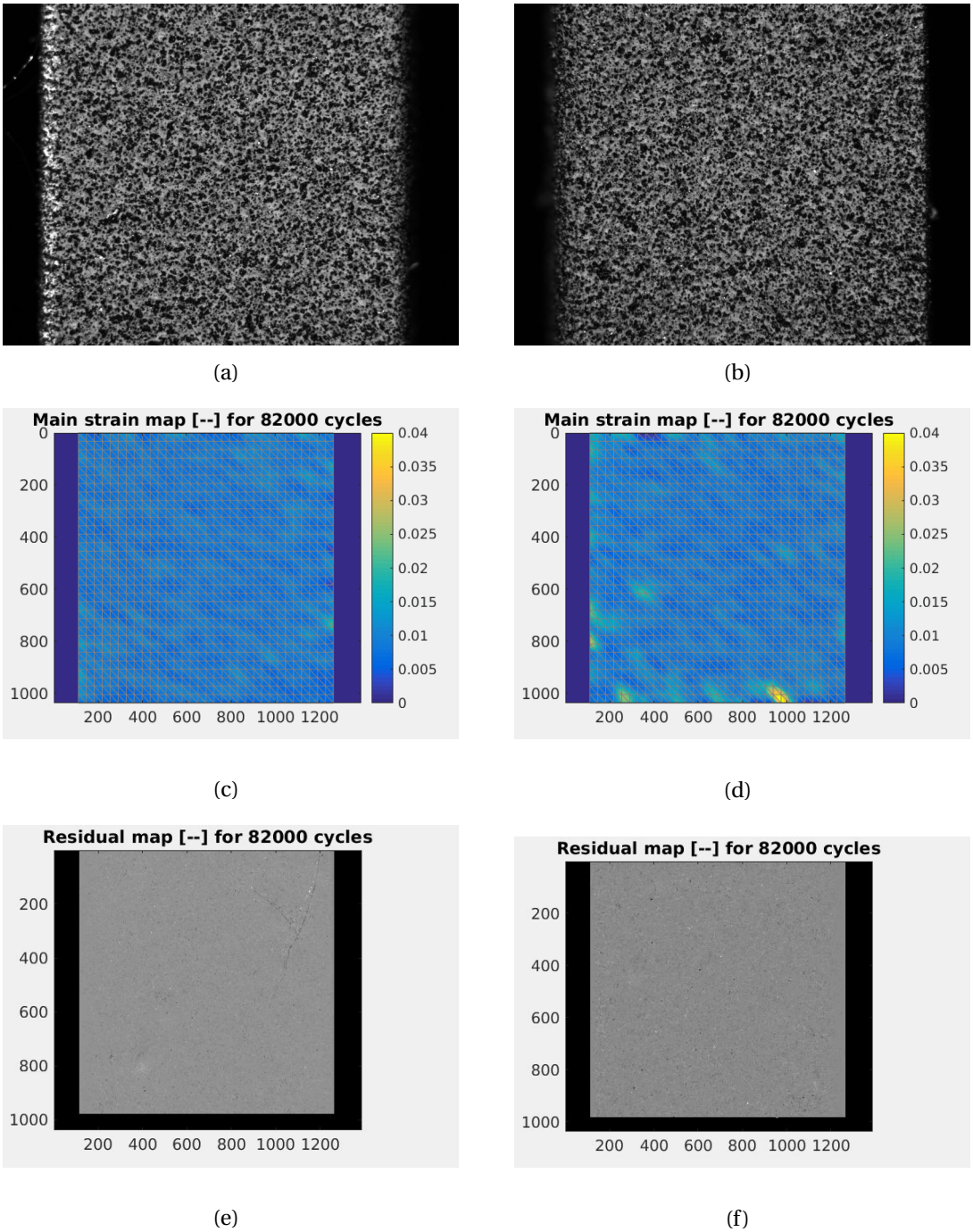


FIGURE 4.79 – Essai sur l'éprouvette KBR45. (a) Image de la face de droite de l'éprouvette ; (b) image de la face de gauche de l'éprouvette ; (c) champs de déformation principale maximale de la face de droite ; (d) champs de déformation principale maximale de la face de gauche ; (c) champs de résidus de la face de droite ; (d) champs de résidus de la face de gauche

La figure 4.80 illustre la propagation de part et d'autre du coin qui contient le défaut. On observe un amorçage (dépassement des seuils de détection) à partir de 82000 cycles puis une propagation durant 3000 cycles jusqu'à rupture.

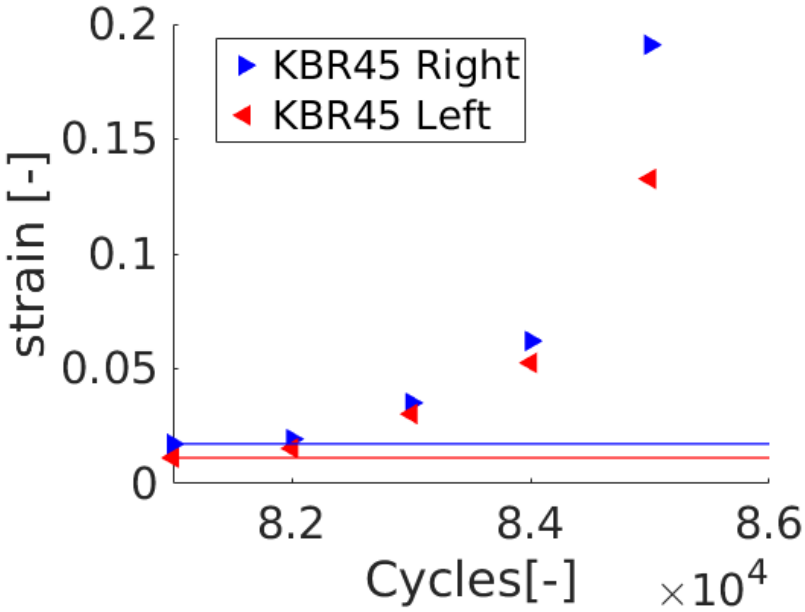


FIGURE 4.80 – Estimation des déformations au cours de l'essai de part et d'autre de l'arête du défaut de l'éprouvette KBR45. Les droites en bleu et en rouge sont les seuils de détection utilisés pour chaque élément analysé

L'éprouvette KBR47 est également grenaillée, dotée de 12 défauts indentés d'environ 60 μm de profondeur. Elle est testée à une contrainte maximale de 0.4 u.a. puis 0.45 u.a.. Sur les deux niveaux, on observe une non rupture des défauts indentés. L'éprouvette tient ainsi 1509000 cycles à 0.4 u.a.. Après augmentation de la contrainte maximale, à 0.45 u.a., l'éprouvette rompt en 616000 cycles dans un congé de raccordement sans amorcer sur les défauts. Ce résultat est présenté en figure 4.81. Cet essai laisse entrevoir un seuil de contrainte à 0.42 u.a. pour l'amorçage de petits défauts en coin sur des éprouvettes grenaillées. Une éprouvette testée à 0.42 u.a. verrait ces défauts neutralisés par de la plasticité localisée en pointe de défaut. On se trouverait dans le domaine des fissures courtes non propageantes du fait d'une zone plastique en pointe de fissure trop grande par rapport à la taille de la fissure ou des dimensions du défaut.

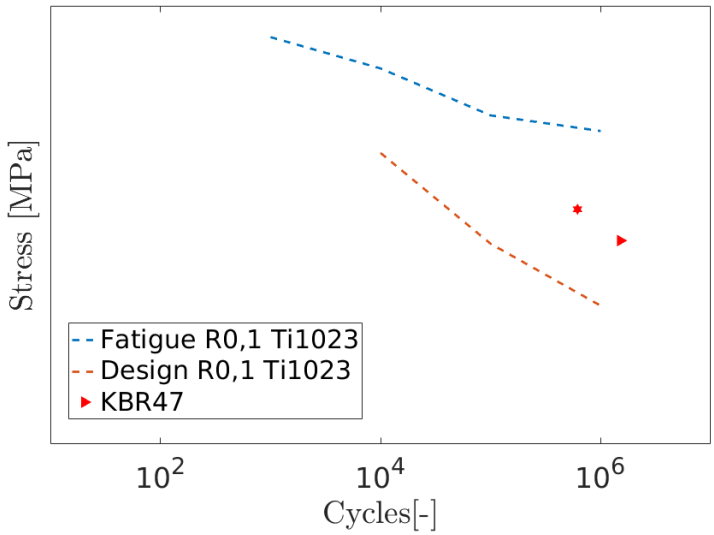


FIGURE 4.81 – Résultat de l'éprouvette KBR47 dans le diagramme de Wöhler

On cherche donc à affiner les données obtenues pour ces niveaux de contraintes et déterminer au mieux un seuil de propagation des petits défauts. L'éprouvette KBR34 a 12 défauts de 75 μm de profondeur. Ces défauts sont comparables aux précédents. On décide de tester l'éprouvette à 0.42 u.a. de contrainte maximale. Après 112000 cycles à 0.42 u.a. l'éprouvette est menée à rupture sur l'un des défauts. En comparant les résultats obtenus pour les éprouvettes KBR47 et KBR34, l'une n'amorçait pas sur de petits défauts alors que l'autre a amorcé. On obtient une nouvelle donnée statistique pour l'amorçage sur les petits défauts testés à 0.42 u.a.. On réalise un nouvel essai sur une éprouvette présentant 12 défauts indentés à 0.42 u.a., et on obtient une rupture de cette éprouvette pour 82000 cycles. Pour un petit défaut en coin sur éprouvette grenaillée, deux défauts sur 36 ont conduit à rupture des éprouvettes en 0.42 u.a.. La probabilité d'amorçage serait donc de 5% dans ces conditions.

On considère la probabilité suffisamment élevée pour tester l'éprouvette KBR38 (présentant douze petits défauts d'environ 75 μm de profondeur) à 0.4 u.a. de contrainte maximale. La rupture de l'éprouvette a lieu en 183 000 cycles sur un défaut. En liant ces résultats à ceux des éprouvettes KBR47 et KBR45 qui avaient subi une non rupture au même niveau de charge, on obtient une probabilité d'amorçage d'un petit défaut en coin de un sur 32 défauts testés. Un pourcentage de 3% est obtenu. Une probabilité d'amorçage inférieure à celle de la contrainte de 0.42 u.a.. On semble donc se rapprocher de la contrainte limite basse d'amorçage et propagation pour les petits défauts en coin.

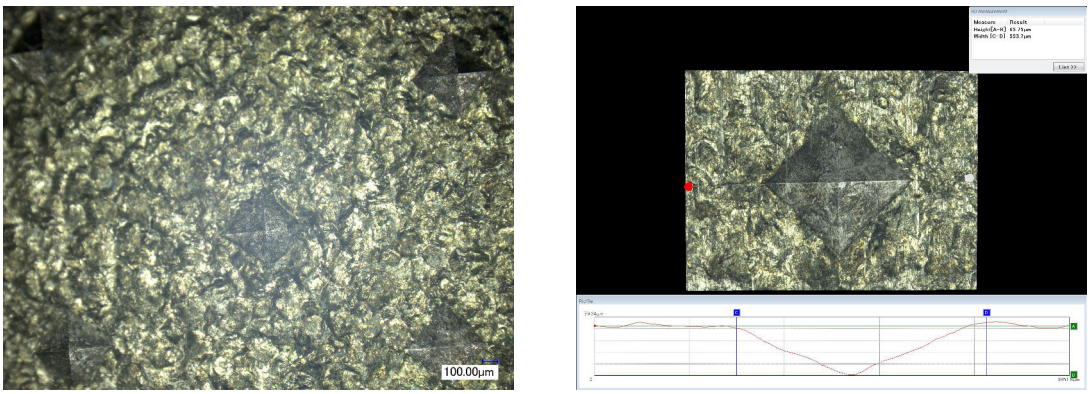
Il est intéressant d'observer ici des amorçages à des contraintes de 650 ou 0.42 u.a. alors que les éprouvettes sont grenaillées et que celles présentant des petits défauts en face n'avaient pas amorcé pour des contraintes plus élevées (0.45 u.a.). Cela signifierait que les petits défauts en coin sont plus nocifs que les petits défauts de face. Ce résultat est contraire pour les gros défauts qui, sur des éprouvettes grenaillées, avaient

davantage tendance à amorcer en face qu'en coin. Il est intéressant de relier ce résultat avec les analyses de contraintes dans les phases et dans les coins qui ont conduit dans le chapitre 2 à une estimation des contraintes résiduelles deux fois moins élevées dans les coins que sur les faces. L'explication vient du processus de grenaillage d'une surface complexe. Les surfaces complexes sont ici les coins des éprouvettes. Les coins sont la jonction entre deux surfaces grenaillées qui présente un état de sub-surface de compression. Pour assurer un équilibre mécanique dans le coin de l'éprouvette, il faut qu'il soit en traction [Jun et Korsunsky, 2010]. Pour la résistance à la fatigue des éprouvettes, ce phénomène est critique. Un défaut en coin cumulera plusieurs sources favorables à l'endommagement : l'intensification de contrainte en fond de défaut due à la géométrie et un état initial de compression faible voire de traction de la sub-surface. Lors des chargements cycliques, la contrainte maximale en fond de défaut sera donc supérieure à une éprouvette non grenaillée. Cela engendre un amorçage et une rupture sur les défauts.

Il faut cependant remarquer que ces amorçages sont peu fréquents, la variabilité joue donc une part importante et nuance les propos quant à une criticité du grenaillage. La plus grande criticité des FOD sur les géométrie complexes de type bord libre des structure en service grenaillée semble néanmoins probable. Lors des visites de contrôle il s'agira d'être particulièrement vigilant lors de la vérification de ces zones à géométries complexes.

4.7 Essai sur éprouvettes avec des défauts en face de type Vickers

La dernière série d'essais est consacrée à l'influence de la géométrie des défauts sur la durée de vie des éprouvettes. Les éprouvettes précédentes ont toutes étés indentées ou micro-usinées avec un défaut de même géométrie. On crée ici des éprouvettes présentant des multidéfauts de face grâce à un indenter Vickers sur des éprouvettes grenaillées. La forme pyramidale obtenue est illustrée sur la figure 4.82. Les résultats précédents ont montré la variabilité d'amorçage et de propagation des petits défauts sur les faces et les coins des éprouvettes grenaillées. On décide donc de réaliser un grand nombre de défauts avec un indenteur Vickers (figure 4.82(b)) pour faire face à la grande variabilité attendue.



(a) (b)

FIGURE 4.82 – Image de multidéfaut créé par indentation Vickers (a) et zoom sur un défaut (b)

Chaque face a 10 défauts espacés d'environ 1 mm pour qu'il n'y ait pas d'interaction entre eux avant amorçage (figure 4.103). On remarque que malgré des profondeurs similaires aux défauts créés avec un foret, les amorçages ne se produisent pas de manière identique. En effet, on observe des amorçages pour des contraintes inférieures. Des ruptures d'éprouvettes surviennent à 0.4 u.a. en 125000 cycles puis 0.36 u.a. en 242000 cycles. On obtient donc une proportion de 5% d'amorçage après 125000 cycles à 0.4 u.a. et 5% à 0.36 u.a. en 242000 cycles. On diminue l'amplitude du chargement pour les essais suivants à une valeur de 0.33 u.a., proche des contraintes d'amorçage des gros défauts (450 et 0.3 u.a.). Pour ces contraintes, 3 éprouvettes ont été testées, avec un nombre total de 140 défauts. Aucune des éprouvettes n'a mené à rupture après un nombre de cycles supérieurs à un million. En augmentant l'amplitude des efforts pour ces éprouvettes, l'une d'elle rompt en 92000 cycles à 0.4 u.a.. L'autre rompt en 205000 cycles à 0.4 u.a.. Ces valeurs de durée de vie sont voisines de celles obtenues pour les éprouvettes précédentes. Ces ruptures relativement rapides suite à des préchargements à une contrainte maximale de 0.33 u.a., laissent présager un amorçage lors des cycles à 0.33 u.a. ; des amorçages qui relèvent sûrement du domaine des fissures courtes pour cet alliage de titane. L'éprouvette KBR12 présentant 40 défauts de face indentés par indenteur Vickers est observée au microscope électronique à balayage après l'essai. Elle a été testée à 0.33 u.a. et n'a pas rompu après plus de 2400000 cycles. Chaque défaut est observé au microscope. On cherche à observer sur les micrographies un trajet de fissure semblable à celui de la figure 4.83. L'auteur observe un amorçage et la propagation de la fissure sur la frontière des grains α [Hall, 1997].

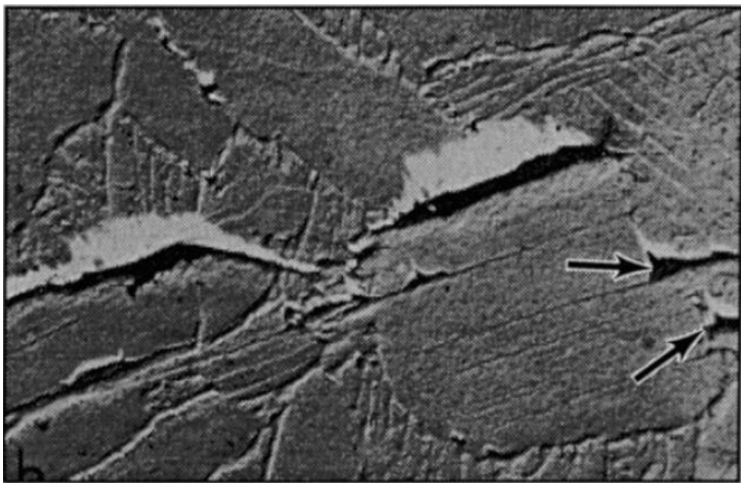


FIGURE 4.83 – Image d'une fissure de fatigue dans un alliage Ti64 [Hall, 1997]

La majorité des quarante défauts observés sur l'éprouvette KBR12 ne présente aucun signe d'amorçage. Deux d'entre eux cependant retiennent notre attention. La figure 4.84 illustre l'extrémité d'un défaut Vickers (en bleu) sur lequel on distingue une petite fissure de quelques 25 μm de longueur (dans le carré vert). Les lignes violettes sont les limites de grains, que l'on reconnait à la concentration de nodules α primaires à la frontière des grains et au changement de couleur et de surface d'un grain à l'autre. Plusieurs hypothèses sont envisagées pour expliquer cette observation. La première est un déchirement localisé de la matière lors de l'indentation qui n'a pas eu d'influence lors de l'essai. La deuxième est que le défaut initial a commencé à propager sur une distance très courte pour s'arrêter définitivement. Le défaut n'aurait sûrement jamais provoqué la rupture de l'éprouvette.

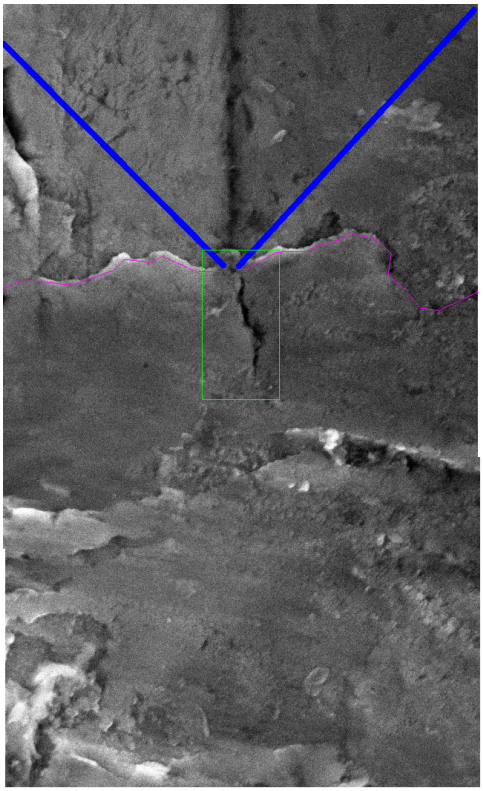


FIGURE 4.84 – Image d'un défaut Vickers non propageant sur l'éprouvette KBR12

Le défaut de la figure 4.85 semble quant à lui avoir provoqué un amorçage. Une fissure tracée en rouge sur la micrographie de la figure 4.86 est visuellement très proche des observations précédentes (figure 4.83). Cette fissure d'une longueur d'environ 200 μm est donc une amorce. Même si cette fissure est courte et n'a pas provoqué la rupture de l'éprouvette sur laquelle elle s'est amorcée après plus de deux millions de cycles, elle prouve la possibilité de l'amorçage sur défaut indenté (Vickers) pour une contrainte de 0.33 u.a. sur une éprouvette grenaillée.

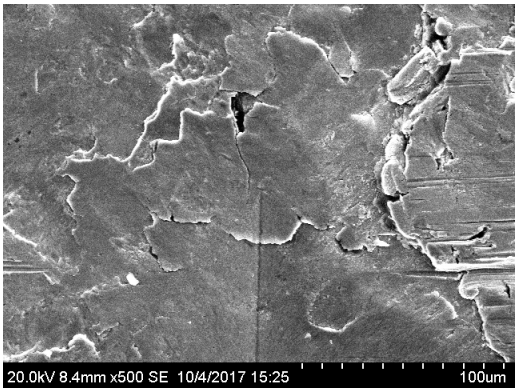


FIGURE 4.85 – Image d'un défaut Vickers propageant sur l'éprouvette KBR12, un zoom de la fissure est visible en figure 4.86

L'essai ayant été interrompu, le délai jusqu'à rupture de l'éprouvette n'est pas connu. Cependant la proportion de défauts qui ont propagé à 0.33 u.a. est d'au moins 1 pour 120 défauts soit 0,8%. Pour le montage actuel, la CIN n'est pas un outil suffisamment puissant pour détecter les toutes petites fissures (figure 4.86). La détection de ce type de fissure nécessiterait l'utilisation d'un microscope in situ. Ceci peut être mis en place mais ne permet d'observer qu'un seul défaut sur les quarante présents sur l'éprouvette. Il serait également possible de bouger caméra et objectif pour chaque prise d'image. L'éprouvette ayant conduit à une non rupture en plus de 2400000 cycles, on suppose que cette fissure n'aurait pas propagé ou propagé après un très grand nombre de cycles à cette amplitude de chargement. Cela est une indication intéressante pour les pièces en service. En effet, même si les petits défauts peuvent conduire à des amorçages de fissure, celles-ci ont les caractéristiques d'une fissure courte, qui se propage jusqu'à une certaine dimension puis s'arrête ou se prolonge très lentement [Suresh et Ritchie, 1984]. Pour une pièce en service de train d'atterrissage ce type de défaut soumis à des chargements faibles ou moyens n'est pas impactant sur la durée de vie de la pièce. Lors d'une détection, il n'est pas nécessaire de se soucier de ce type de défaut s'il se situe dans une zone grenaillée soumise à des chargements faibles. En revanche si ce défaut se situe dans des zones soumises à de plus fortes contraintes, il peut être amené à se propager et entrainer la ruine de la structure à moyen terme.

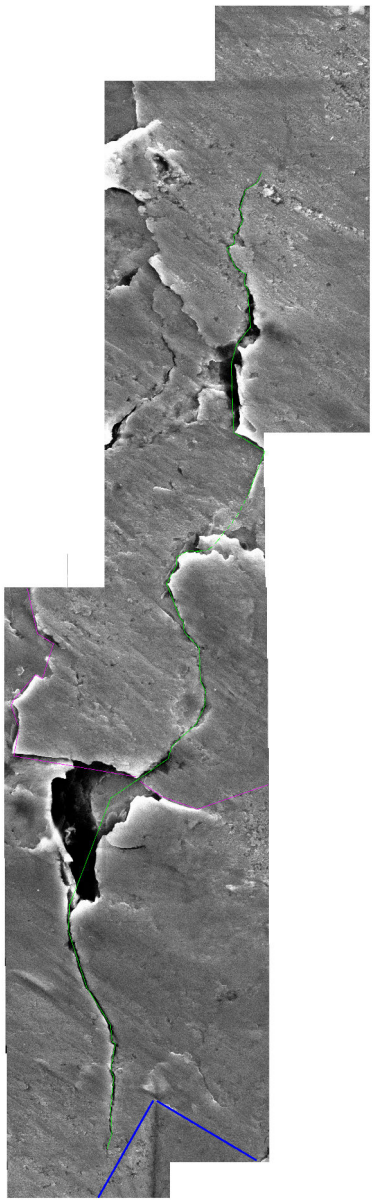


FIGURE 4.86 – Zoom sur la fissure amorçant à l'extrémité du défaut Vickers de la figure 4.85. La fissure est indiquée en vert et les contours du défaut initial est en bleu.

La figure 4.87 présente la probabilité d'amorçage en fonction de la contrainte appliquée à l'éprouvette en fonction de la taille et de la géométrie du défaut. On remarque que pour de gros défaut, les probabilités d'amorçage pour de faibles contraintes sont importantes. Pour les petits défauts en revanche, les probabilités d'amorçage sont beaucoup plus basses pour des amplitudes de chargement plus importantes.

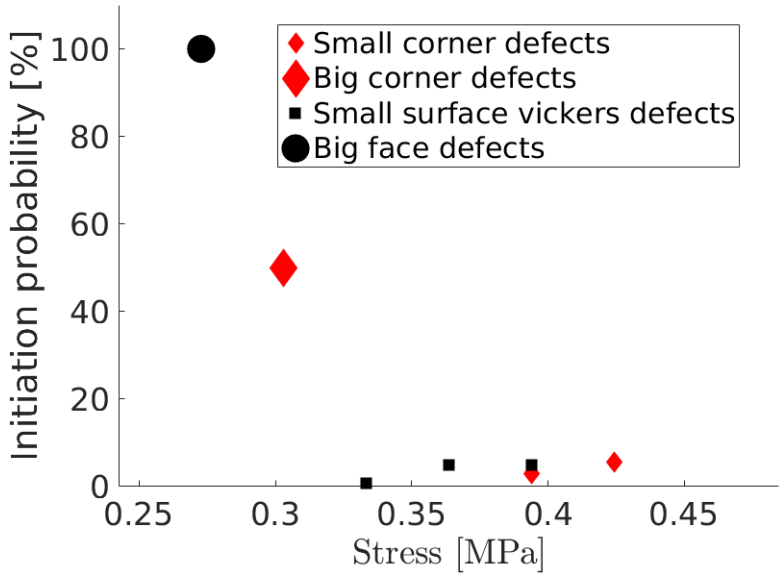


FIGURE 4.87 – Probabilité d'amorçage à une amplitude de contrainte donnée

On peut présenter les données liant une taille de défaut et une durée de vie suivant le formalisme de Kitagawa-Takahashi [Kitagawa et Takahashi, 1976] (cf. figure 4.23). Suite aux ruptures dans les congés de raccordement pour les éprouvettes non grenaillées contenant un petit défaut, les résultats présentés en figure 4.88 sont tous obtenus sur des éprouvettes grenaillées. Cette figure est une ébauche de l'étude qu'il faudrait mener pour obtenir les durées de vie en fonction des tailles de défauts. En effet, il serait nécessaire d'effectuer plus d'essais suivant la technique des chargements en escalier [Nicholas, 2006b] pour affiner les contraintes seuil pour l'amorçage. On observe néanmoins que pour des défauts de petites tailles (60-120 μm) la tenue de vie en fatigue des éprouvettes ne semblent pas impactée. Pour les plus gros défauts, la tenue de vie est réduite en présence de défauts.

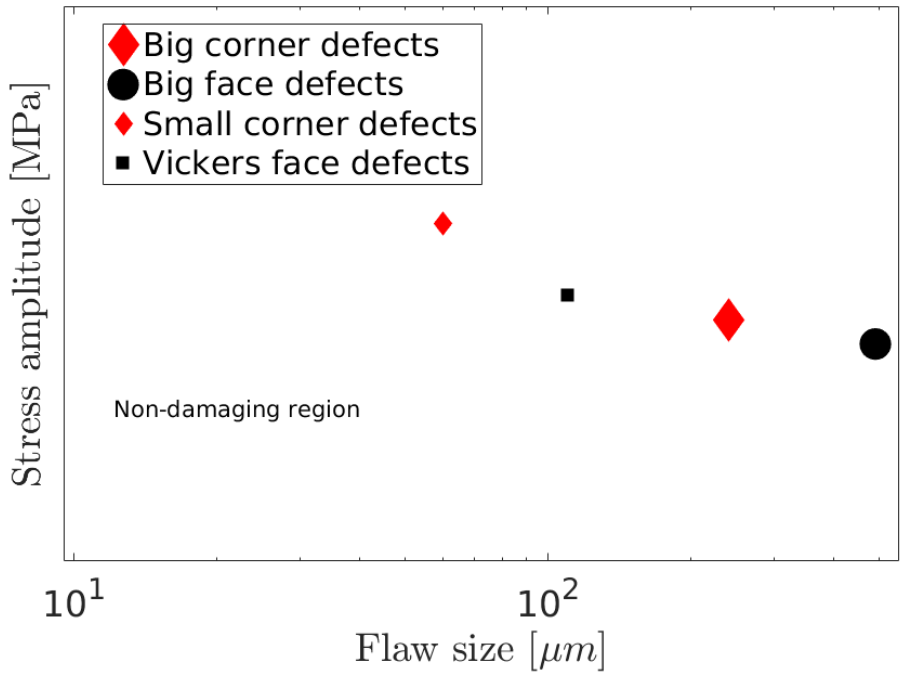


FIGURE 4.88 – Estimation des amplitudes de contraintes à appliquer lors d'un essai cyclique pour provoquer la rupture de l'éprouvette en fonction de la taille du défaut en face ou en coin.

4.8 Synthèse

En guise de synthèse à cette étude d'amorçage sur des éprouvettes d'alliage Ti5553 représentatives des structures en service, on trace l'ensemble des résultats dans les diagrammes de Wöhler en les regroupant par type de défauts. Ce classement s'inspire de celui du Southwest Research Institute [Calcaterra, 2006]. L'objectif est de permettre une prise de décision quant à la sévérité d'un défaut pour la tenue en fatigue lors d'une détection sur une structure en service. Il existe une convention commune entre tous les graphiques :

— les symboles pleins sont pour un essai conduit sur une éprouvette grenaillée ;
— les symboles non pleins sont pour une éprouvette non grenaillée ;
— la taille des symboles correspond à celle du défaut artificiel réalisé sur l'éprouvette ;
— les essais sur des défauts de face sont représentés en noir ;
— les essais sur des défauts de coin sont représentés en rouge.

Tout d'abord les petits défauts indentés de face (Vickers ou foret) semblent être empêchés ou retardés par le grenaillage grâce aux contraintes résiduelles présentes en proche surface. La diagramme de Wöhler de ces défauts est présenté figure 4.89, où les défauts Vickers sont présentés par des carrés noirs, les défauts longs par des

disques. On trace une courbe de tendance des amorçages de défauts sur des éprouvettes grenaillées avec un trait noir fin et une courbe de tendance pour les éprouvettes non grenaillées en trait noir discontinu. La population d'éprouvettes grenaillées a un comportement différent de la population non grenaillée. Comme pour la figure 4.20, les éprouvettes grenaillées cassent au-dessus de la courbe de conception alors que les éprouvettes non grenaillées cassent en-dessous.

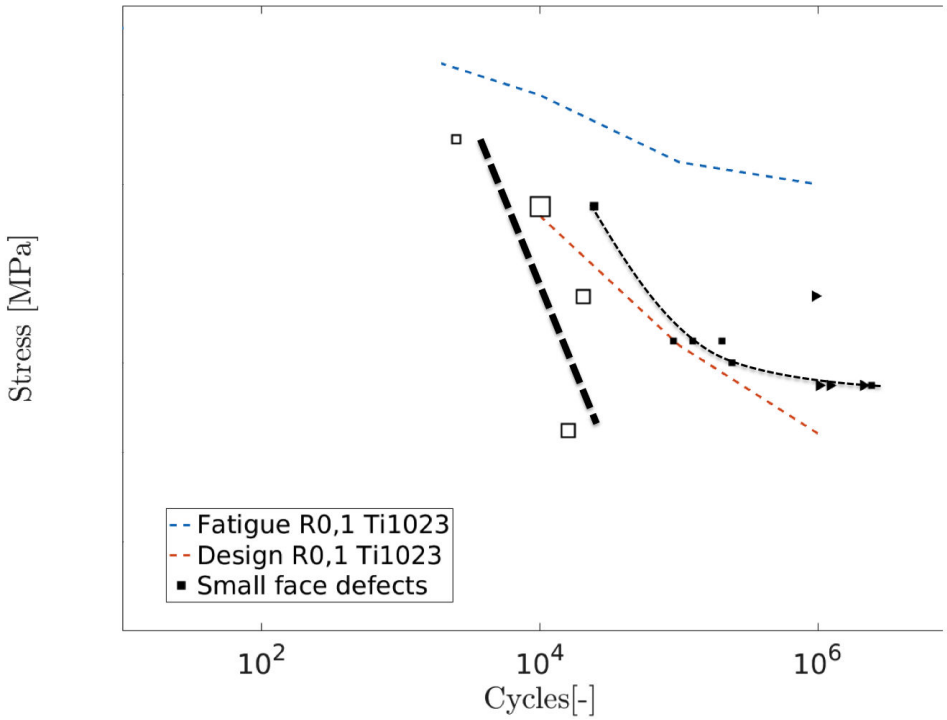


FIGURE 4.89 – Diagramme de Wöhler de petits défauts en face d'éprouvettes KBR. Deux tendances se distinguent, l'une indique le comportement moyen des défauts sur les éprouvettes non grenaillées et l'autre des défauts sur éprouvettes grenaillées

On trace les résultats pour les petits défauts de coin sur la figure 4.90. La tendance associée à ce type de défaut est tracée en pointillés rouges. On remarque comme précédemment que l'éprouvette non grenaillée casse sous la courbe de conception alors que l'ensemble de la population grenaillée casse au dessus.

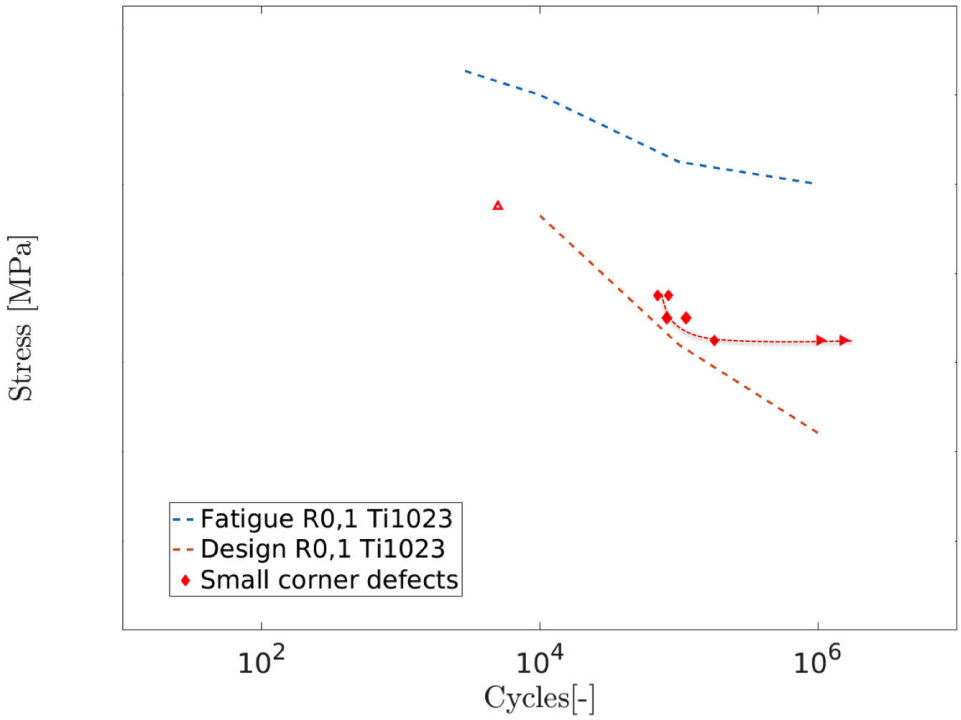


FIGURE 4.90 – Diagramme de Wöhler de petits défauts en coin d'éprouvettes KBR la courbe de tendance indique le comportement moyen des petits défauts de coin

Enfin la figure 4.91 présente les résultats d'essais pour de gros défauts. Les courbes de tendance de ces gros défauts se situent en-dessous des courbes de rupture de petits défauts. Elles se situent majoritairement en-dessous de la courbe de conception. Les défauts de face (courbe noire) ne sont pas sensibles au grenaillage car ils sont trop profonds pour subir l'influence positive de contraintes de compression. Les défauts de coin (courbe rouge) semblent quant à eux être inhibés par le grenaillage pour des contraintes relativement basses (0.27 u.a.). Cela peut s'expliquer par la spécificité des défauts en coin qui sont amenés à propager le long des surfaces grenaillées qui présentent des contraintes de compression freinant ou empêchant la propagation. Ce phénomène ne se produit pas pour les défauts de face qui se propagent uniquement au coeur des éprouvettes dans des zones non impactées par le grenaillage.

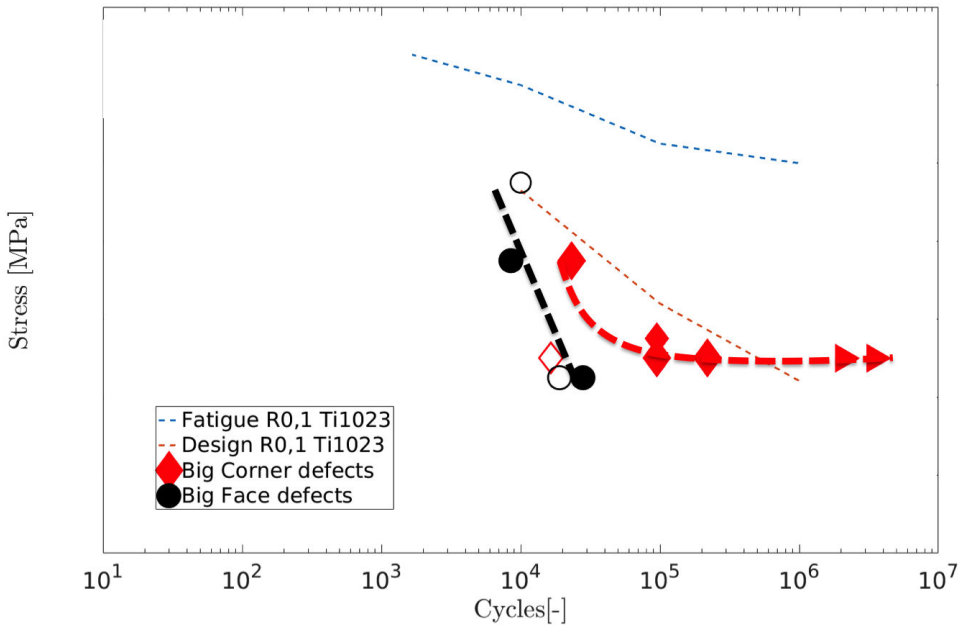


FIGURE 4.91 – Diagramme de Wöhler de gros défauts en face et coin d'éprouvettes KBR. Les courbes de tendance indiquent respectivement le comportement des gros défauts de face et celui des gros défauts de coin

La courbe 4.92 récapitule l'ensemble des essais effectués sur les éprouvettes KBR.

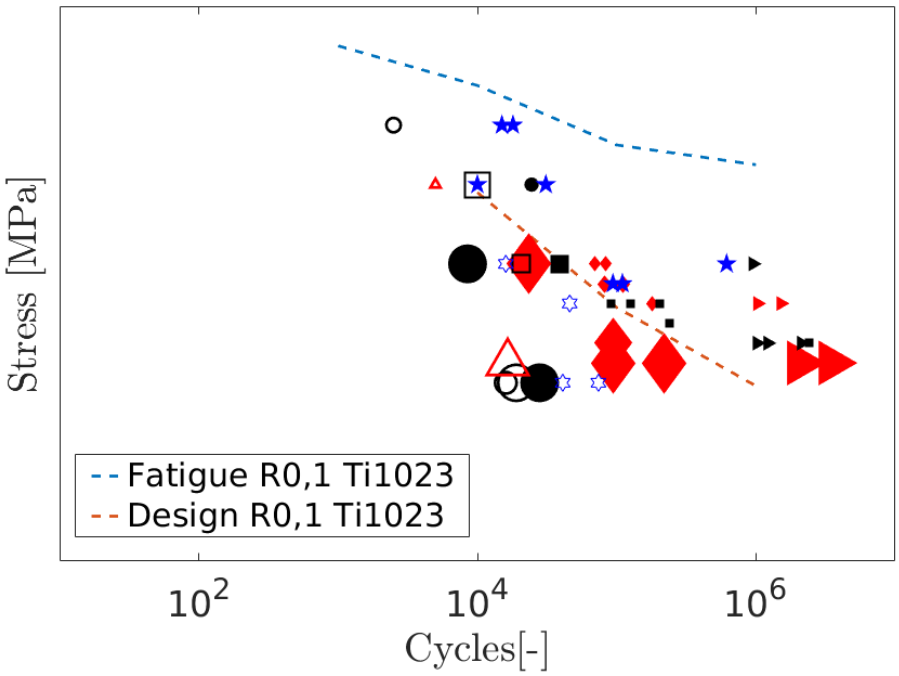


FIGURE 4.92 – Diagramme de Wöhler de toutes les éprouvettes KBR ayant été testées lors de cette campagne d'essai

Les courbes de tendance de rupture des éprouvettes peuvent s'apparenter aux courbes de conception de l'alliage de titane étudié. Elles fournissent une indication expérimentale de durée de vie pour des structures présentant de petits défauts (les éprouvettes KBR avec défauts artificiels). Elles peuvent servir de base lors de la conception ainsi qu'aider à la prise de décision pour évaluer la criticité d'un défaut survenu en service.

Les images prises lors des essais permettent de déterminer une amorce de fissure et une avance de fissure par bloc de cycles. On sépare les défauts en deux catégories, les défauts en coin et les défauts sur les faces. Les autres critères de classement des types de défaut (indenté ou usiné, défauts profonds ou peu profonds) qui influençaient l'amorçage n'ont pas un rôle quantifiable suite aux observation ci-dessous. La présence ou l'absence de grenaillage de l'éprouvette ne semble pas jouer de rôle déterminant pour le régime de propagation de la fissure après amorçage. La figure 4.93 présente les résultats de propagation des défauts de coin. Chaque flèche parcourt le nombre de cycles entre l'amorçage détecté et la rupture de l'éprouvette. Le caractère prépondérant pour la durée de propagation est l'amplitude de chargement. Cela est attendu car la mécanique linéaire de la rupture lie par l'intermédiaire des lois de propagation la vitesse de propagation au facteur d'intensité des contraintes ΔK_I et par voie de conséquence aux amplitudes de chargement [AST, 2015]. Les défauts testés à 0.27 u.a.-0.3 u.a. de contrainte maximale ont rompu après une propagation en 20000 cycles en moyenne. A 0.4 u.a.-0.45 u.a., le nombre de cycle de propagation a chuté à une moyenne de 6000 cycles. A 0.58 u.a., l'éprouvette testée présentée plus haut

(KBR66) a rompu après 2500 cycles de propagation. Il est à noter de fortes variations entre les différentes éprouvettes pour les différentes amplitudes de chargement sans que l'on puisse déterminer un paramètre influençant ces différences. Ainsi pour les amplitudes de 0.42 u.a.-0.45 u.a., l'éprouvette KBR59 présentant de petits défauts indentés rompt après amorçage en 2000 cycles alors que l'éprouvette KBR16 présentant un gros défaut usiné subit une phase de propagation de 9000 cycles. Deux éprouvettes présentant des petits défauts indentés et testées exactement à la même contrainte maximale propagent pour un nombre respectif de 6000 et 9000 cycles.

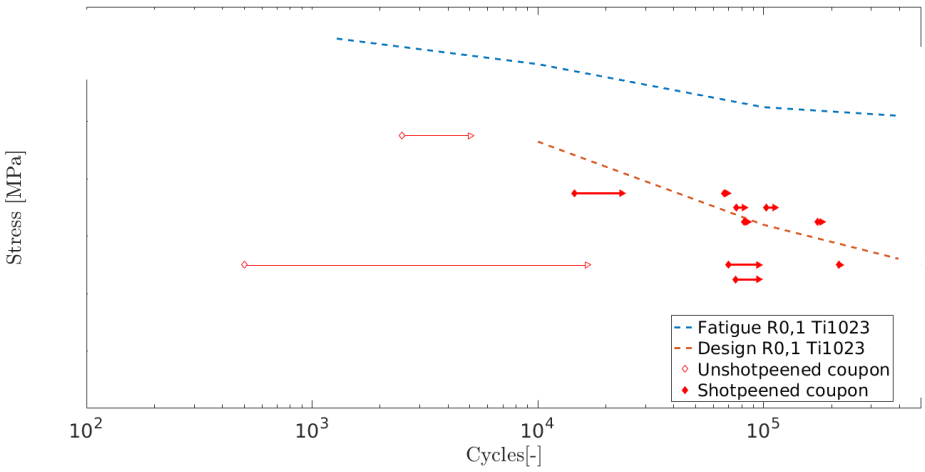


FIGURE 4.93 – Résultats de propagation pour les défauts de coin

On réalise la même étude pour les défauts de face. Sur la figure 4.94 les mêmes constatations que pour les défauts en coin sont observées. Le seul paramètre influençant de manière significative la phase de propagation est l'amplitude de chargement. A 0.27 u.a., les éprouvettes propagent pour une durée moyenne de 17000 cycles. A 0.36 u.a., les éprouvettes propagent durant 9000 cycles, à 0.45 u.a., la durée de propagation descend à 7500 cycles, puis 5000 cycles pour 0.58 u.a. et 2500 cycles à 0.67 u.a..

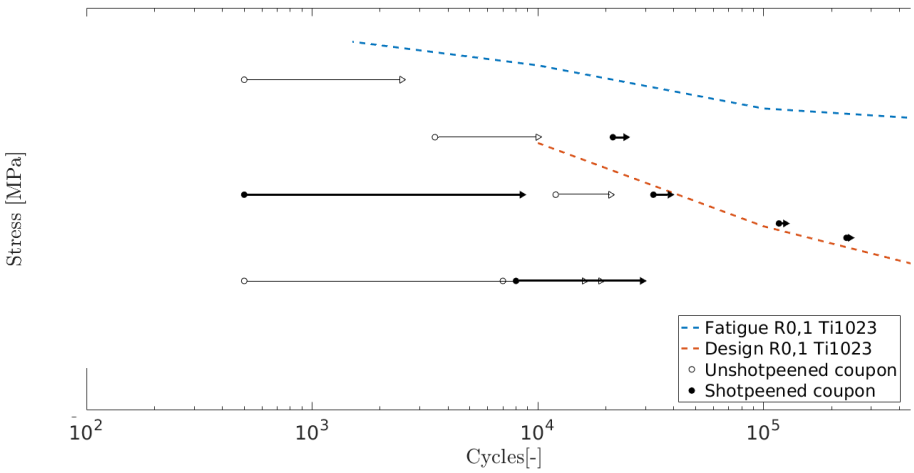


FIGURE 4.94 – Résultats de propagation pour les défauts de face

Les résultats sur l'éprouvette KBR19 sont néanmoins à isoler car on observe une influence du grenaillage. Les déformations augmentent à partir de 75000 cycles, signe d'un amorçage et de la propagation d'une fissure on observe alors une légère augmentation des déformations au voisinage du défaut. Vers 90000 cycles, on observe une augmentation nette et soudaine des déformations loin du défaut alors que les déformations évoluent peu au voisinage du défaut. La fissure a propagé en profondeur, là où la matière ne présente pas de contraintes résiduelles. A contrario en surface, les contraintes résiduelles présentes sur la face de l'éprouvette ont freiné la propagation de la fissure. On observe ici la même forme de front de fissure que [Trantina et deLorenzi, 1982].

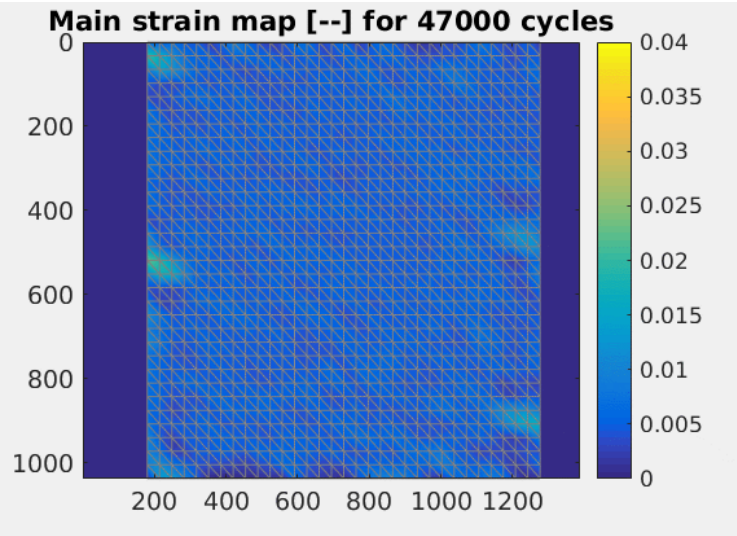


FIGURE 4.95 – Evolution du champ de déformation principale maximale pour l'éprouvette KBR19

4.9 Calcul de propagation de fissure

On s'intéresse succinctement à la phase de propagation de la fissure après amorçage sur le défaut micro-usiné ou indenté. Le défaut réel, en fonction de la zone impactée et des chargements subis par la pièce, conduira plus ou moins rapidement à la ruine complète de la structure. On souhaite obtenir des éléments facilitant la prise de décisions lorsqu'un défaut est détecté lors d'une visite de contrôle. L'objectif est de déterminer le nombre de cycles décollage-atterrissage-roulage qu'un défaut peut subir avant de se propager de manière trop importante. Suivant la longueur de défaut et les chargements auxquels sera soumis la partie de la pièce sur laquelle se trouve le défaut, on déterminera une durée de maintien en service acceptable de la pièce. C'est ce que l'on appelle la tolérance au dommage d'un matériau [Bathias *et al.*, 1980, Nicholas, 2006b]. Ces procédures de dimensionnement sont utilisées par les motoristes mais ces techniques sont encore peu mises en place pour les structures de trains d'atterrissage.

Après avoir étudié l'amorçage et la ruine des éprouvettes KBR on s'intéresse à la phase de propagation de la fissure entre la détection de l'amorçage et la rupture de l'éprouvette. On peut exploiter les données expérimentales du suivi de potentiel (figure 4.33), de la CIN (figure 4.29) ou le faciès de rupture si celui-ci présente des stries de marquage (figure 4.32). Il est à noter que les alliage de titane β-métastables sont connus pour présenter des périodes d'amorçage très longues par rapport à la durée de vie totale. En effet la part de l'amorçage sur la durée de vie en fatigue peut représenter 90% de la durée de vie [Hall, 1997].

Dans le cadre de cette étude, la propagation est analysée grâce à la CIN car les mesures par différence de potentiel ne sont pas assez complètes et les faciès de rupture

ne présente pas de stries de marquage facilement exploitables. On étudie grâce aux images la propagation de la fissure en surface de l'éprouvette. Cette analyse de la propagation est donc partielle. Comme on l'a souligné pour l'amorçage des défauts Vickers pour de faibles contraintes (figure 4.85), on ne détecte pas les petites ouvertures de fissure. Le seuil de détection de l'avance de fissure sur les cartes de déformations présentées plus haut est fixé à cinq fois l'écart type des analyses locales de déformations. On s'assure ainsi que les déformations détectées sont dues à la propagation de la fissure et non à du bruit. Une fois l'amorçage détecté. Il est possible de déterminer une avance de fissure d'environ un quart d'élément de maillage, soit une cinquantaine de micromètres entre deux blocs de cycles. Lorsque le seuil de détection est atteint, la fissure est déjà ouverte. Les différentes étapes de détection et les seuils associés sont présentés en figure 4.96. Le domaine d'étude de ces paragraphes se situe entre la taille de détection et la taille critique de la fissure.

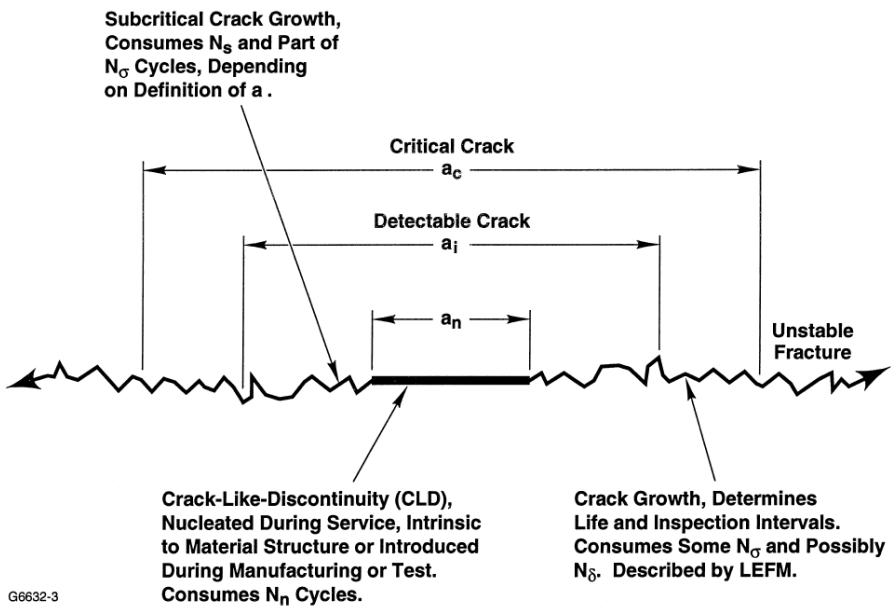
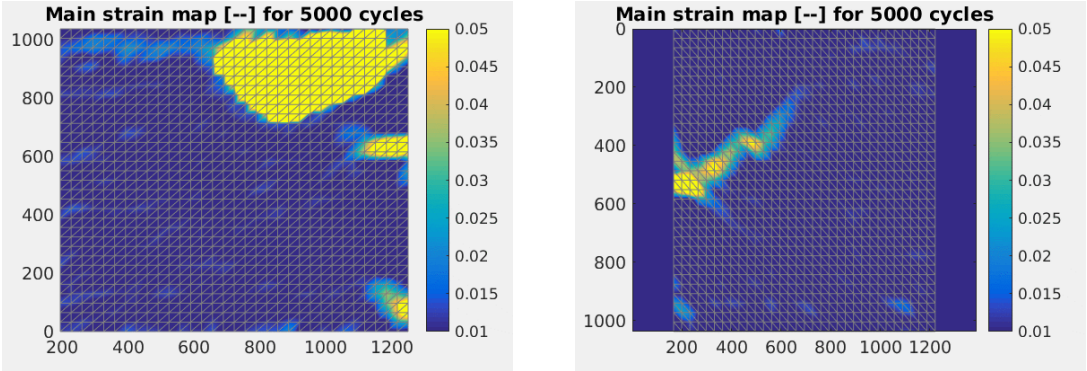


FIGURE 4.96 – Représentation schématique des différents stades d'amorçage et de propagation d'une fissure qui conduit à une rupture par propagation instable lorsque une taille critique est atteinte [Hall, 1997]. On observe alors une rupture ductile des éprouvettes

Comme pour la propagation dans les éprouvettes du chapitre 3, le logiciel Nasgro permet de déterminer en fonction de la géométrie de l'amorce de fissure, les caractéristiques de propagation en fonction d'un niveau de contrainte imposé à l'éprouvette [Forman *et al.*, 2004]. On utilise les résultats de CIN obtenus ci-dessus et notamment les champs de déformation de la figure 4.97 pour analyser les résultats de propagation pour l'éprouvette KBR66 contenant un défaut de coin d'une profondeur de 65 μm. Il faut attendre le dépassement du seuil de détection (déformation égale à

cinq fois le seuil dépendant du niveau de bruit de l'image) pour que la propagation de fissure soit effective. C'est le cas à partir du cycle 2000 pour lequel le front de fissure a progressé par rapport au bloc de cycles précédent (figure 4.72). C'est le signal de l'amorçage et du début de la propagation. Malgré la présence d'un suivi électrique lors de l'essai, le signal n'est pas exploitable dû au décollement d'une cosse lors des cycles de chargement. C'est ce que l'on voit apparaître en haut à droite de la figure 4.97(a) au cours des cycles.



(a) (b)

FIGURE 4.97 – Evolution des champs de déformation pour l'éprouvette KBR 66 (avec un défaut en coin)

On observe sur cette éprouvette une rupture en 5000 cycles, un amorçage en 2000 cycles et une phase de propagation de 3000 cycles. Les résultats sont tracés en figure 4.98. La courbe de propagation du logiciel Nasgro augmente lentement dès le début grâce au modèle de propagation de Forman/Mettu implanté [Forman et Mettu, 1990] et aux paramètres matériau identiques à ceux du chapitre 3. La simulation a été réalisée sur une géométrie carrée avec une amorce de fissure plane correspondant à la projection du défaut réel. Les résultats expérimentaux sont indiqués par les points bleus et rouges sur la figure. La longueur de fissure est obtenue grâce à l'analyse des images par CIN. La taille physique du pixel est de 6,4 μm. Lorsque le seuil de détection est dépassé pour un élément du maillage, on considère que le front de fissure a atteint cet élément de l'image. On connait ainsi la position du front de fissure pour chaque bloc de cycle et on en déduit la taille physique de la fissure. On observe une légère différence de propagation de part et d'autre du défaut avec la fissure de droite qui se propage un peu plus vite et plus loin que la fissure de gauche. Les résultats de la simulation numérique et de l'essai de la figure 4.98 sont cohérents. Le nombre de cycles à rupture (respectivement 5000 cycles et 6000 cycles) et la longueur de la fissure à rupture (1,6 mm pour Nasgro et 1,8mm expérimentalement) sont proches. On observe une différence dans la vitesse de propagation entre la simulation et l'expérience. Alors que la vitesse de propagation augmente fortement lors des derniers cycles pour Nasgro, ce phénomène

est moins présent expérimentalement. Cette cohérence essai/calcul permet de valider la méthode d'analyse de la propagation à partir des images enregistrées lors de l'essai ainsi que de valider l'utilisation future du logiciel Nasgro pour les pièces en service en Ti5553. L'usage de cet outil permettra de réaliser une pré-estimation de l'évolution de la fissure une fois que celle-ci a amorcée.

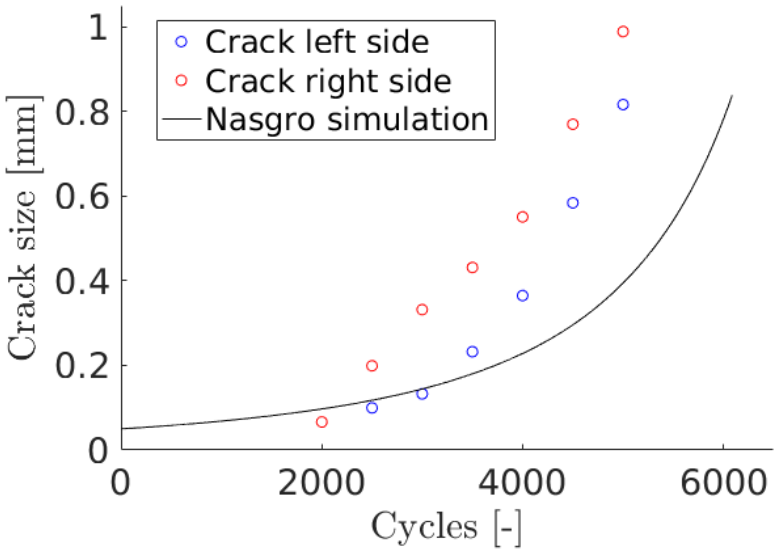


FIGURE 4.98 – Résultats de simulation et d'essai de propagation pour l'éprouvette KBR66 testée à 0.58 u.a.. la courbe noire est issue de la simulation Nasgro et les points bleus et rouges découlent de l'analyse des images de la figure 4.97

En conclusion, la phase de propagation expérimentale sur les alliages Ti5553 est proche des modèles classiques de Forman/Mettu implantés dans des logiciels tels Nasgro pour les défauts de coin. Les résultats diffèrent un peu plus pour les défauts de face (figure 4.99). La microstructure particulière ainsi que les traitements spécifiques lors de la fabrication ne sont pas pris en compte dans les simulations. Ces deux raisons peuvent expliquer les différences observées.

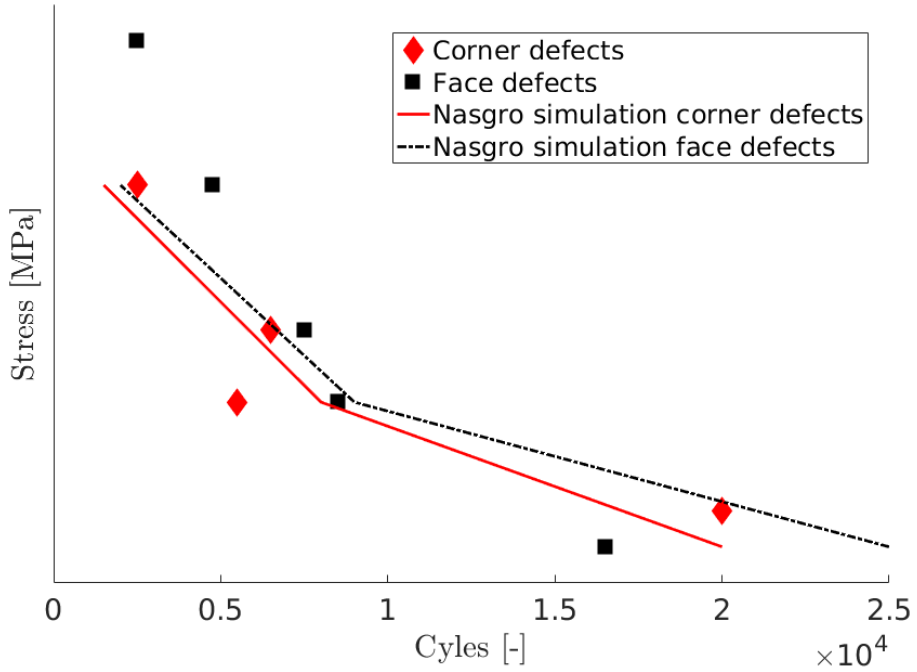
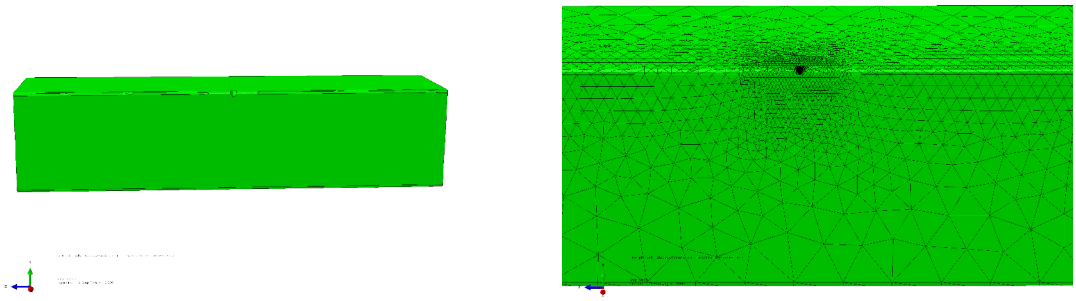


FIGURE 4.99 – Amplitudes de chargement pour un nombre de cycles de propagation. Résultats expérimentaux et simulation

Cette étude de propagation permet de relier une longueur de fissure détectée à un nombre de cycles de propagation et une durée de vie de la structure. Cette structure est l'éprouvette KBR pour nos essais, mais les résultats peuvent être extrapolés aux structures en service. Suivant l'amplitude des chargements, la localisation et la longueur de la fissure détectée à la surface d'une pièce en service, il est possible de prévoir une durée de vie associée. La taille minimale de fissure observable lors des essais précédents est d'environ 250 μm avec les moyens de visualisation mis en oeuvre et le seuil de détection mis en place. Cette longueur de défaut est considérée comme facilement repérable lors des visites de contrôle d'après les critères du SrWI [Calcaterra, 2006]. Une fois les dimensions de la fissure connues, le nombre de cycles de vol avant rupture ou jusqu'à une longueur de fissure limite acceptable pour les structures en service peuvent être déterminés.

4.10 Modélisations des défauts par éléments finis

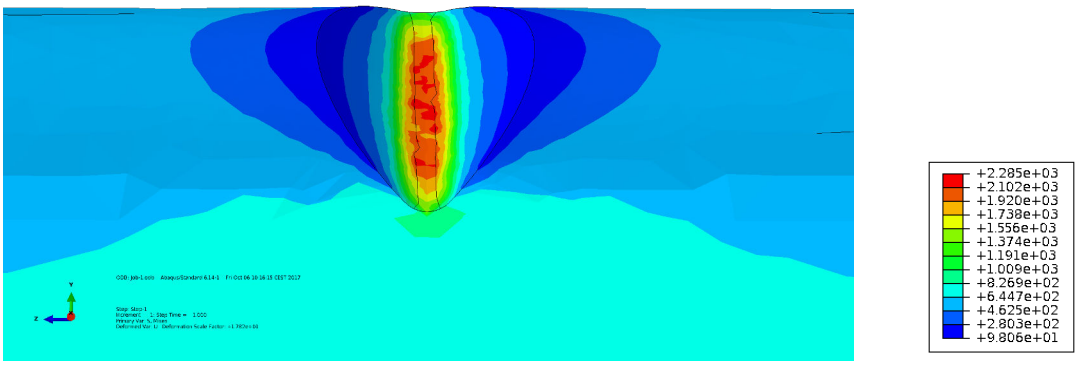
Grâce à un calcul élastique réalisé avec un code aux éléments finis, on modélise les défauts créés sur les éprouvettes. On utilise la géométrie et le maillage de la figure 4.100. Il a été raffiné au voisinage du défaut pour prendre en compte le caractère multiéchelle de cette éprouvette.



(a) (b)

FIGURE 4.100 – Modèle numérique de l'éprouvette présentant un défaut en coin. (a) vision globale, (b) zoom sur le maillage du défaut

En simulant une contrainte de traction de 0.4 u.a., sur une éprouvette présentant un défaut en coin de 65 μm de profondeur, on obtient les résultats de la figure 4.101. Ce niveau de contrainte principale correspond au seuil à partir duquel les défauts de cette profondeur ont amorcé sur des éprouvettes grenaillées. On note une contrainte en fond de défaut d'une valeur de 2300 MPa. On observe une zone de part et d'autre du défaut est déchargée de contrainte, cette zone est environ égale à la profondeur du défaut de chaque côté de celui-ci.

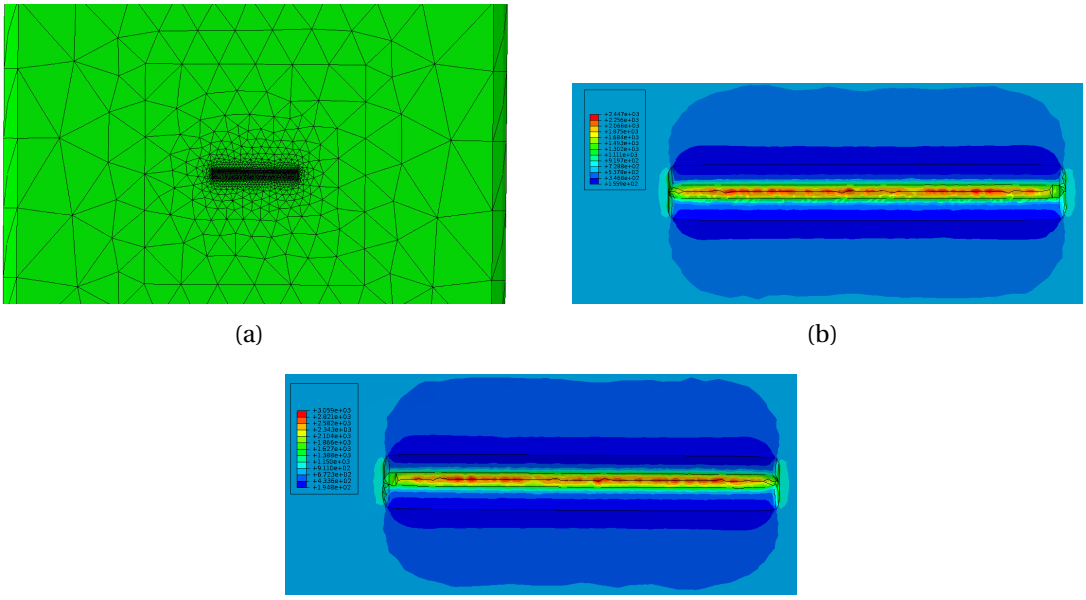


(a) (b)

FIGURE 4.101 – Contrainte pour une éprouvette présentant un défaut de 65 μm de profondeur en coin

La même modélisation a été effectuée sur les petits défauts en face. La figure 4.102(a) présente le maillage de l'éprouvette et le résultat de l'analyse par éléments finis pour une contrainte de 0.36 u.a. (figure 4.102(b)) et 0.45 u.a. (figure 4.102(c)). On note des contraintes en fond de défaut d'une valeur de 2500 MPa et 3000 MPa. Le défaut en

surface a donc un coefficient de concentration de contrainte plus important que le défaut dans le coin pour une même profondeur. On observe expérimentalement un seuil plus élevé pour l'amorçage et la propagation de contrainte sur les petits défauts de face comparés aux résultats en coin. La différence peut s'expliquer par l'effet bénéfique du grenaillage sur la tenue en fatigue des éprouvettes endommagées par de petits défauts dans la couche grenaillée présentant des contraintes résiduelles de compression élevées.

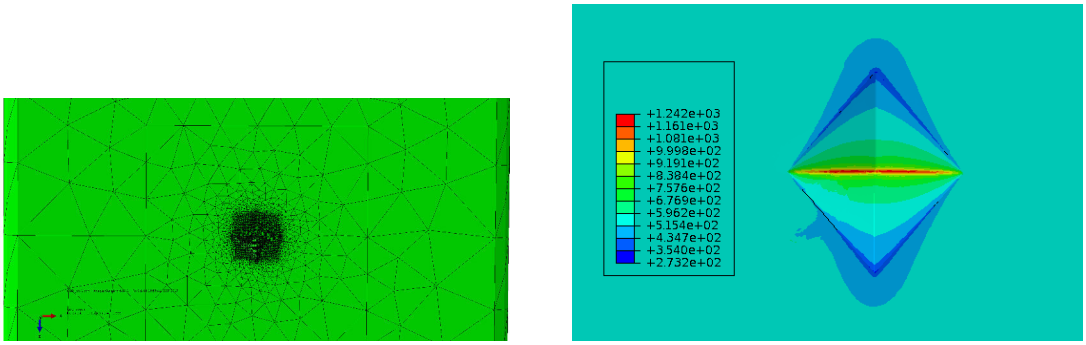


(a) (b)

(c)

FIGURE 4.102 – (a) Maillage de l'éprouvette présentant un défaut en face. (b) Champs de contrainte pour une contrainte nominale de 0.36 u.a.. (c) Champs de contrainte pour une contrainte nominale de 0.45 u.a.

La dernière géométrie de défaut testée est l'indentation Vickers (figure 4.103). On a vu sur l'éprouvette KBR59 (figure 4.73) que pour des défauts comparables en concurrence sur une même éprouvettes, le défaut Vickers amorce pour un nombre de cycle plus faible que le défaut de type foret. C'est aussi ce qui a été constaté sur les éprouvettes multidéfaut. La limite de non rupture de ces éprouvettes pour des défauts de petite profondeur semble être 0.33 u.a.. On effectue une analyse de contrainte avec le défaut Vickers (simulé par un enlèvement de matière et non une indentation) et une contrainte nominale de 0.33 u.a.. La contrainte en fond de défaut est ici estimée à 1240 MPa. Le défaut semble donc moins impactant que les précédents. On observe expérimentalement des amorçages probables à une contrainte nominale de 0.33 u.a. et des ruptures pour une contrainte de 0.36 u.a.. La concentration de contrainte due à la géométrie du défaut n'est donc pas la seule à rentrer en ligne de compte pour la tenue à la fatigue de ces défauts.



(a) (b)

FIGURE 4.103 – (a) Maillage de l'éprouvette présentant un défaut Vickers en face. (b) Analyse de contrainte équivalente de von Mises pour une contrainte nominale de 0.33 u.a.

5 Synthèse finale

Les notions étudiées lors des chapitres précédents (comportement élastoplastique de l'alliage Ti5553 (cf. chapitre 1), l'analyse de contraintes résiduelles (cf. chapitre 2), le comportement de propagation dans l'alliage Ti5553 (cf. chapitre 3) sont toutes regroupées au sein de ce chapitre. En effet l'amorçage et la propagation de fissure à partir de défauts artificiels de type FOD est une problématique complexe qui dépend de tous les paramètres présentés au cours de ce travail (taille, type et localisation du défaut, niveau de grenaillage, comportement mécanique de la zone impactée, etc.). Chacun d'entre eux est lié à la tenue de vie en fatigue des éprouvettes KBR. On note une proportion importante de la durée d'amorçage à partir des défauts (avant que le seuil de détection par CIN de la fissure ne soit dépassé) par rapport à la phase de propagation. Un phénomène observé par [Suresh et Ritchie, 1984] et amplifié par la microstructure biphasée et multi-échelle de l'alliage Ti5553.

Les résultats obtenus dans ce chapitre permettent d'améliorer la connaissance du comportement et de l'endommagement du matériau pour des chargements et des nombres de cycles par rapport à la courbe de conception conventionnelle (une courbe tracée pour une probabilité de survie des éprouvettes de 10^{-3}). On remarque que pour des petits défauts (profondeur inférieure à 65 μm), les durée de vie des éprouvettes ne sont pas ou peu impactées par leur présence sur des pièces grenaillées pour un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$ et une amplitude de contrainte donnée. En revanche lorsque l'éprouvette contient un défaut de taille plus importante, la durée de vie est réduite significativement. Du fait de la microstructure et de la variabilité des résultats, un traitement des données statistique a été réalisé. L'amorçage et la propagation de la fissure peuvent être freinés ou stoppés suivant la microstructure environnant la zone contenant le défaut [Le Biavant-Guerrier, 2000] ce qui apporte de la variabilité aux résultats d'amorçage et de propagation. Lorsque les défauts seront créés sur les éprouvettes ils

se trouveront aléatoirement dans des zones propices ou non à l'amorçage. Pour un même type de défaut, la criticité sera variable suivant la microstructure qui l'environne. Pour les pièces en service en alliage de titane, il est difficile de prévoir la microstructure qui entourera un défaut autrement que de façon statistique. Il s'agira donc de protéger des chocs et surveiller attentivement les zones critiques des structures.

On observe également un effet significatif du grenaillage sur la tenue en fatigue des éprouvettes. La présence du grenaillage empêche l'amorçage ou augmente les contraintes à appliquer pour provoquer un amorçage dans toutes les zones des éprouvettes. Cependant l'inhomogénéité des contraintes résiduelles dans les éprouvettes (coins, faces) analysées dans le chapitre 2 est à prendre en compte. Les contraintes résiduelles de compression en coin des éprouvettes étant plus faibles, ces zones seront des maillons plus faibles pour la tenue en fatigue d'éprouvettes. Cependant les premiers résultats obtenus dans ce chapitre ne permettent pas de conclure de manière définitive sur ce point en raison de l'effet local de la microstructure qui intervient.

En prenant en compte l'ensemble des paramètres et les résultats des essais sur les éprouvettes KBR, il est possible d'affiner la conception des pièces et exploiter de manière plus complète les caractéristiques mécaniques de l'alliage Ti5553. Les résultats d'essai d'amorçage pour des défauts de différentes tailles ainsi que les études de propagation pourraient à terme permettre un tolérancement aux dommages des pièces.

Conclusions et perspectives

L'objectif de la thèse est l'étude du comportement en fatigue d'une jambe de train d'atterrissage forgée en alliage de titane Ti5553 présentant une géométrie complexe. La tenue en fatigue des pièces en service est influencée par plusieurs paramètres étudiés au cours de ce travail.

Tout d'abord l'alliage de titane à haute performance Ti5553 confère aux pièces leurs propriétés mécaniques nominales. La microstructure particulière de l'alliage ainsi que les différents traitements mécaniques et thermiques subis lors de la fabrication permettent d'obtenir des pièces ayant de hautes performances mécaniques et de résister à la corrosion pour une masse relativement faible. Il est à noter que la microstructure particulière du matériau présente aussi des points de faiblesse notamment aux joints de grains en raison des incompatibilités de déformations qui peuvent exister entre les grains. Ces zones devraient être propices à l'amorçage et la propagation de fissure dans les structures pour des chargements de fatigue. Le comportement cyclique est symptomatique d'un faible écrouissage dans le domaine plastique. L'alliage Ti5553 accommode lors des premiers cycles de chargement puis adopte un comportement stabilisé. Le comportement mécanique macroscopique a fait l'objet du premier chapitre.

Dans le chapitre 2 un protocole d'analyse des contraintes a été mis en place. Le couplage des diffractogrammes et des techniques DIC intégrées (adaptées aux diffractogrammes) a permis de développer un processus robuste. L'analyse de contraintes a pu être validée grâce à un essai in-situ. Une technique encore marginale pour étalonner les analyses DRX mais qui s'avère aisée à mettre en oeuvre grâce à la machine miniature de traction. Elle est particulièrement intéressante pour les matériaux spécifiques tels que les alliages de titane. Le processus d'analyse de contraintes a ensuite été mis en oeuvre pour l'étude de contraintes résiduelles dues à des traitements mécaniques tels que les usinages de finition ou les traitements de grenaillage subis par les pièces en service avant montage. Ces traitements mécaniques ont pour principal effet d'induire des contraintes résiduelles de compression en proche surface du matériau. Alors que l'usinage est un processus relativement peu impactant, le grenaillage induit quant à lui des contraintes résiduelles de compression assez élevées (estimées à 1050 MPa) dans les 150 μm en profondeur des pièces. L'avantage majeur des contraintes résiduelles de compression est d'empêcher ou retarder l'amorçage d'une fissure en surface des pièces et d'allonger la durée de vie des structures. Il est toutefois à noter que pour certaines zones de pièces présentant des géométries complexes (coins, bords libres, etc.) l'opération de grenaillage n'est pas aussi efficace. On mesure des contraintes résiduelles de

compression deux fois moins élevées (500 MPa) dans les coins des éprouvettes que sur les faces. Pour le comportement global des pièces en service, il faudra être particulièrement vigilant quant à l'évolution de ces zones de géométrie complexe au cours de la vie des structures. En outre, lors de chargements exceptionnellement élevés, il est possible que les contraintes résiduelles soient amenées à évoluer ou disparaître laissant la pièce libre de contraintes résiduelles et plus vulnérable aux chocs puis aux fissures de surface. Le bénéfice du grenaillage sur la tenue de vie globale en fatigue des pièces est largement validé par la campagne d'essai du dernier chapitre où les performances en fatigue des éprouvettes grenaillées sont généralement supérieures aux éprouvettes non grenaillées.

Le chapitre 3 traite de la fissuration de l'alliage de titane TI5553. Les ruptures en fatigue ne sont pas liées à un chargement unique mais peuvent survenir au cours de la vie des pièces en service pour des niveaux de chargements classiques adaptés aux structures. Les défaillances des structures en fatigue sont dues à l'amorçage et la propagation de fissures pour des cycles de charges/décharges usuels à partir de défauts en service. L'étude de l'amorçage et de la propagation au sein de l'alliage de titane permet de juger du risque de défaillance en fatigue et de la rapidité à laquelle la structure en service ne sera plus opérationnelle. Une valeur seuil nominale ΔK_{Iseuil}=5 MPa$\sqrt{\text{m}}$ a été déterminée. Le trajet de fissure au sein de la microstructure du matériau conforte l'hypothèse de points faibles et de points forts au sein de l'alliage Ti5553. L'amorçage et la propagation dans les structures seront soumis à l'effet de la microstructure.

Enfin le chapitre 4 permet de regrouper l'ensemble des paramètres étudiés dans les chapitres précédents pour l'étude de la tenue en fatigue de pièces réelles. Les structures en service sont ici recréées, à l'échelle du laboratoire, par des éprouvettes KBR à base carrée présentant des géométries avec des coins et des faces qui simulent les différentes configurations dans lequel l'alliage d'une jambe de train d'atterrissage a été grenaillée et peut être chargée lors de la vie en service. Ces surfaces de pièces en service sont exposées aux FOD depuis la fabrication jusqu'à la fin de la vie en service.

Les FOD ont un impact direct sur la tenue en fatigue de la jambe de train d'atterrissage en alliage de titane Ti5553. Ils présentent en effet des concentrations de contraintes en fond de défaut qui peuvent conduire à un amorçage de fissure de fatigue. Plusieurs typologies de défauts ont été étudiées (défauts longs micro-usinés ou indentés par foret ou indenteur Vickers) dans différentes zones des éprouvettes (faces, coins). Les résultats sont cohérents avec les données conventionnelles de conception en fatigue utilisées par SAFRAN Landing Systems. Le principal paramètre qui dégrade la durée de vie de pièces présentant des FOD est la taille des défauts et leur profondeur comparée à la profondeur impactée par le grenaillage en sub-surface et présentant des contraintes résiduelles de compression. Ainsi sur les faces grenaillées, les gros défauts (d'une profondeur de 250 μm) amorcent rapidement pour de faibles chargements. Ils sont dangereux pour les structures en service et nécessitent d'être traités dès leur apparition sur une structure en service. Les petits défauts quant à eux (d'une profondeur de 60 μm) sont moins dommageables pour des chargements usuels en service. Ainsi pour des cycles de chargements dont l'amplitude de contraintes est inférieure à 0.33 u.a.,

ces défauts n'influencent pas la tenue globale de la vie de l'éprouvette. Pour les défauts de coins les mêmes constatations sont globalement obtenues avec une différence : les petits défauts semblent amorcer plus facilement sur les coins que sur les faces. Une explication possible est le plus faible état de contraintes de compression résiduelles dans les coins. Les géométries complexes présentes dans les structures en service doivent faire l'objet d'une vérification minutieuse lors des visites car ce sont des zones plus propices à l'amorçage d'une fissure à partir d'un petit défaut que les faces. Cependant la microstructure environnante de chacun des défauts est essentielle à considérer car c'est un facteur de premier niveau pour juger de la criticité du défaut.

Enfin, en connaissant les chargements auxquels sont soumis les différentes parties de la jambe de train sur laquelle est détecté un défaut en service, il est possible grâce à l'étude de propagation de la fin du chapitre de donner une approximation de la vitesse ultérieure de propagation de la fissure ainsi qu'une estimation de la durée de vie des pièces en fonction de la longueur de la fissure détectée. Cette étude peut aider à la prise de décision quant à la date de la prochaine inspection ou la décision de réparation ou de mise au rebut de la pièce suivant le type de défaut détecté et la zone de la structure impactée.

Les perspectives de ce travail sont nombreuses. L'une des plus essentielles suite aux travaux réalisés est l'étude plus approfondie de la variabilité des durées de vie en fatigue des éprouvettes. En effet, l'alliage Ti5553 de par sa microstructure grossière ne permet pas de caractériser simplement le comportement de l'alliage par rapport à un FOD. Le volume élémentaire représentatif (VER) pour cet alliage est de très grande dimension (plusieurs dizaines de mm^3) par rapport à la taille d'un FOD (une centaine de micromètres). Lors de la création d'un FOD, celui-ci se situe toujours dans une zone avec des caractéristiques spécifiques et fortement variables. Il faut une approche statistique pour caractériser le matériau par rapport aux dommages. Pour mieux comprendre le lien entre le FOD et la microstructure, il s'agit d'étudier les grains présents à proximité immédiate du défaut et comprendre pourquoi certaines configurations microstructurales (orientation des grains, cohabitation des grains, etc.) sont plus propices que d'autres pour provoquer un amorçage, parfois rapide, suite à la création d'un défaut. On pourra réaliser une étude EBSD au voisinage des défauts. Cela permettra de déterminer l'orientation et la position des grains les uns par rapport aux autres. Cette étude visera à expliquer la variabilité des résultats d'essai du chapitre 4. Ces observations devraient être mises en place systématiquement lors de l'étude de l'amorçage de défauts pour les matériaux dont la microstructure n'est pas homogène et isotrope à l'échelle du FOD. On multipliera le nombre de défauts et le nombre d'essais pour caractériser statistiquement et avec précision le lien entre amorçage de défauts et microstructure. Dans un second temps, il est envisageable de localiser les défauts par rapport à la microstructure (aux niveaux des grains faibles ou forts) et déterminer pour chaque configuration la tenue en fatigue de l'éprouvette. Cela permettra d'expliquer les points hauts et bas des essais de fatigue réalisés au cours de ce travail. On remplacera l'aspect statistique par une explication due à la configuration microstructurale, l'aspect statistique étant associé à la variabilité de la microstructure.

Cette étude de la microstructure pourra être couplée à une mesure localisée des contraintes résiduelles dans les grains entourant le défaut. Cela permettra de caractériser les gradients de contraintes propices à l'amorçage et la propagation d'un défaut [Zaoui *et al.*, 1991]. On utilisera pour cela un collimateur capillaire dont le faisceau de rayons X de 0,1 mm permet d'analyser les contraintes résiduelles au sein d'un seul grain β proche de la pointe du défaut.

Une autre perspective consiste à s'approcher de la vie en service d'une jambe de train en appliquant aux éprouvettes des cycles de chargements complexes alternés (surcharges/sous charges, fluage) liant les caractéristiques mécaniques de l'alliage Ti5553 (relaxation de contraintes, plastification locale) avec l'endommagement et l'amorçage.

Pour SAFRAN Landing Systems ces résultats permettront de prendre des décisions statistiques quant à la criticité des différentes zones présentes sur les pièces en services. Des protections pourront être mises en place sur ces zones (peintures caoutchoutées, etc.)

Enfin, la mise en relation de la microstructure, des orientations de grains, et des contraintes résiduelles à proximité d'un défaut caractérisé permettra à long terme de modéliser la tenue en fatigue de pièces réelles présentant des défauts.

Bibliographie

[E11, 1997] (1997). E112-96, standard test method for determining average grain size. *AFNOR*, pages 227–49.

[AFN, 2008] (2008). NF L06-832, Série aérospatiale, Grenaillage conventionnel destiné à la mise en contrainte de compression superficielle de pièces métalliques . *AFNOR*.

[AST, 2015] (2015). ASTM E647-15, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. *ASTM International*.

[E83, 2015] (2015). ASTM E837-13a, Standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method. *ASTM International*.

[Abanto-Bueno et Lambros, 2002] ABANTO-BUENO, J. et LAMBROS, J. (2002). Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(14):1695 – 1711.

[Aeby-Gautier *et al.*, 2013] AEBY-GAUTIER, E., SETTEFRATI, A., BRUNESEAUX, F., APPOLAIRE, B., DENAND, B., DEHMAS, M., GEANDIER, G. et BOULET, P. (2013). Isothermal α'' formation in β metastable titanium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 577S:439–443.

[Ashby, 1994] ASHBY, M.-F. (1994). Materials selection in mechanical design. *Metallurgia Italiana*, 86:475–475.

[Banerjee et Williams, 2013] BANERJEE, D. et WILLIAMS, J. (2013). Perspectives on titanium science and technology. *Acta Materialia*, 61(3):844 – 879. The Diamond Jubilee Issue.

[Barnett et Troiano, 1955] BARNETT, W. J. et TROIANO, A. (1955). *Crack propagation in hydrogen induced brittle fracture of steel.* Thèse de doctorat, University of Notre Dame.

[Bathias *et al.*, 1980] BATHIAS, C., BAÏLON, J.-P. *et al.* (1980). *La fatigue des matériaux et des structures.*

[Beaubier *et al.*, 2014] BEAUBIER, B., DUFOUR, J., HILD, F., ROUX, S., LAVERNHE-TAILLARD, S. et LAVERNHE-TAILLARD, K. (2014). Cad-based calibration of a 3d-dic system : Principle and application on test and industrial parts. *Experimental Mechanics*, 54(3):329–341.

[Benachour *et al.*, 2009] BENACHOUR, M., BENGUEDIAB, M. et HADJOUI, A. (2009). Residual stress effect on fatigue crack growth of SENT specimen. *Damage and Fracture Mechanics*, pages 367–373.

[Bertin *et al.*, 2016] BERTIN, M., HILD, F., ROUX, S., MATHIEU, F., LECLERC, H. et AIMEDIEU, P. (2016). Integrated digital image correlation applied to elasto-plastic identification in a biaxial experiment. *Journal of strain analysis for engineering design*, 51(2):118–131.

[Besson *et al.*, 2009] BESSON, J., CAILLETAUD, G., CHABOCHE, J.-L. et FOREST, S. (2009). *Non-linear mechanics of materials*, volume 167. Springer Science & Business Media.

[Bettaieb *et al.*, 2013] BETTAIEB, M., LENAIN, A. et HABRAKEN, A. (2013). Static and fatigue characterization of the ti5553 titanium alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 36(5):401–415.

[Bettaieb *et al.*, 2014] BETTAIEB, M. B., HOOF, T. V., PARDOEN, T., DUFOUR, P., LENAIN, A., JACQUES, P. J. et HABRAKEN, A. M. (2014). On the elasto-viscoplastic behavior of the ti5553 alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 617:97 – 109.

[Boutet, 2015] BOUTET, P. (2015). *Prise en compte des méconnaissances dans la quantification de la nocivité des fissures en fatigue*. Thèse de doctorat, Université Paris-Saclay.

[Boyce et Ritchie, 2001] BOYCE, B. et RITCHIE, R. (2001). Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in ti–6al–4v. *Engineering Fracture Mechanics*, 68(2):129–147.

[Boyer et Briggs, 2005] BOYER, R. R. et BRIGGS, R. D. (2005). The use of β titanium alloys in the aerospace industry. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(6): 681–685.

[Bruno et Dunn, 2004] BRUNO, G. et DUNN, B. (2004). Surface and bulk residual stress in Ti6Al4V welded aerospace tanks. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 126(3): 284–292.

[Calcaterra, 2006] CALCATERRA, J. (2006). Appendix G - experimental and analytical simulation of FOD. *In High Cycle Fatigue*, pages 558 – 599. Elsevier Science Ltd, Oxford.

[Castany *et al.*, 2007] CASTANY, P., PETTINARI-STURMEL, F., CRESTOU, J., DOUIN, J. et COUJOU, A. (2007). Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy. *Acta Materialia*, 55(18):6284–6291.

[Chakrabortty et Starke, 1979] CHAKRABORTTY, S. B. et STARKE, E. (1979). Fatigue crack propagation of metastable beta titanium-vanadium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 10(12):1901–1911.

[Champoux *et al.*, 1988] CHAMPOUX, R. L., UNDERWOOD, J. H. et KAPP, J. A. (1988). Analytical and experimental methods for residual stress effects in fatigue. ASTM.

[Combres, 2016] COMBRES, Y. (2016). Metallurgie et recyclage du titane et de ses alliages. *Techniques de l'ingenieur Metallurgie extractive et recyclage des metaux de transition*, base documentaire : TIB369DUO.(ref. article : m2355).

[Combres et Champin, 1991] COMBRES, Y. et CHAMPIN, B. (1991). *Traitements Thermiques des Alliges de Titane*. Ed. Techniques Ingénieur.

[Cotton *et al.*, 2015] COTTON, J. D., BRIGGS, R. D., BOYER, R. R., TAMIRISAKANDALA, S., RUSSO, P., SHCHETNIKOV, N. et FANNING, J. C. (2015). State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. *JOM*, 67(6):1281–1303.

[Cox, 2017] COX, A. (2017). *Production improvement for titanium landing gear components for new commercial aircraft platforms.* Thèse de doctorat, University of Sheffield Department of Mechanical Engineering.

[Cox *et al.*, 2015] COX, A., VILLAIN-CHASTRE, J.-P., TURNER, S. et JACKSON, M. (2015). The effect of finish milling on the surface integrity and surface microstructure in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr. 13th World Conference on Titanium.

[Cullity, 1957] CULLITY, B. D. (1957). Elements of X-Ray diffraction. *American Journal of Physics*, 25:394.

[Davim *et al.*, 2010] DAVIM, J. P. *et al.* (2010). *Surface integrity in machining*, volume 1848828742. Springer.

[Djaziri *et al.*, 2013] DJAZIRI, S., FAURIE, D., LE BOURHIS, E., GOUDEAU, P., RENAULT, P., MOCUTA, C., THIAUDIÈRE, D. et HILD, F. (2013). Investigation of the elastic-plastic transition of nanostructured thin film under controlled biaxial deformation. *Thin Solid Films*, 530:30–34.

[Djaziri *et al.*, 2011] DJAZIRI, S., RENAULT, P., HILD, F., LE BOURHIS, E., GOUDEAU, P., THIAUDIÈRE, D. et FAURIE, D. (2011). Combined synchrotron X-ray and image-correlation analyses of biaxially deformed W/Cu nanocomposite thin films on Kapton. *Journal of Applied Crystallography*, 44:1071–1079.

[Doremus *et al.*, 2015] DOREMUS, L., CORMIER, J., VILLECHAISE, P., HENAFF, G., NADOT, Y. et PIERRET, S. (2015). Influence of residual stresses on the fatigue crack growth from surface anomalies in a nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering : A*, 644:234–246.

[Doudard, 2004] DOUDARD, C. (2004). *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement.* Thèse de doctorat, Cachan, École normale supérieure.

[Drechsler *et al.*, 1998] DRECHSLER, A., DÖRR, T. et WAGNER, L. (1998). Mechanical surface treatments on Ti-10V-2Fe-3Al for improved fatigue resistance. *Materials Science and Engineering : A*, 243(1):217–220.

[Du *et al.*, 2011] DU, Y., DIAZ, F., BURGUETE, R. et PATTERSON, E. (2011). Evaluation using digital image correlation of stress intensity factors in an aerospace panel. *Experimental Mechanics*, 51(1):45–57.

[Dufour *et al.*, 2015a] DUFOUR, J.-E., BEAUBIER, B., HILD, F. et ROUX, S. (2015a). Cad-based displacement measurements. principle and first validations. *Experimental Mechanics*, 55(9):1657–1668.

[Dufour *et al.*, 2015b] DUFOUR, J.-E., HILD, F. et ROUX, S. (2015b). Shape, Displacement and Mechanical Properties from Isogeometric Multiview Stereocorrelation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 50(7):470–487.

[Dufour *et al.*, 2016] DUFOUR, J.-E., LECLERCQ, S., SCHNEIDER, J., ROUX, S. et HILD, F. (2016). 3D surface measurements with isogeometric stereocorrelation— Application to complex shapes. *Optics and Lasers in Engineering*, 87:146–155.

[Duval, 2013] DUVAL, T. (2013). *Analyse multi-échelles des relations microstructure/propriétés mécaniques sous sollicitation monotone et cyclique des alliages de titane β-métastable*. Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechique-Poitiers.

[Duval *et al.*, 2011] DUVAL, T., VILLECHAISE, P. et ANDRIEU, S. (2011). Mechanical properties and strain mechanisms analysis in ti5553 titanium alloy. *The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*.

[EN15305, 2009] EN15305 (2009). EN 15305, non-destructive testing, test method for residual stress analysis by X-ray diffraction. *AFNOR*.

[Faurie et Monnier, 1987] FAURIE, J.-P. et MONNIER, P. (1987). *Guide du dessinateur : les concentrations de contraintes ; guide pratique*.

[Feddersen, 1966] FEDDERSEN, C. (1966). Discussion to plane strain crack toughness testing. *ASTM STP*, 410:77.

[Fitzpatrick *et al.*, 2005] FITZPATRICK, M., FRY, A., HOLDWAY, P., KANDIL, F., SHACKLETON, J. et SUOMINEN, L. (2005). Determination of residual stresses by x-ray diffraction.

[Fleury *et al.*, 2017] FLEURY, R., NOWELL, D., SUI, T., YING, S., KORSUNSKY, A., TAI, Y. et SILVA, F. (2017). Characterisation of handling and service surface damage on nickel alloys caused by low velocity impacts of blunt hard objects. *Mechanics of Materials*, 107:45 – 55.

[Forman *et al.*, 2004] FORMAN, R., SHIVAKUMAR, V., METTU, S., BEEK, J., WILLIAMS, L., YEH, F., MCCLUNG, C. et CARDINAL, J. (2004). Nasgro (registered trademark) : Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software.

[Forman et Mettu, 1990] FORMAN, R. G. et METTU, S. R. (1990). Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in ti-6al-4v alloy.

[Fréour *et al.*, 2003] FRÉOUR, S., GLOAGUEN, D., FRANÇOIS, M. et GUILLEN, R. (2003). Influence of a two-phase microstructure on XEC and XRD stress analysis. *Revue de Métallurgie*, 12:1185–1191.

[Fréour *et al.*, 2002] FRÉOUR, S., GLOAGUEN, D., FRANCOIS, M., GUILLEN, R. et GIRARD, E. (2002). Determination of the macroscopic elastic constants of a phase embedded in a multiphase polycrystal - application to the beta-phase of Ti17 titanium based alloy. *Materials Science Forum, Trans Tech Publications Inc.*, 404-407:723–728.

[Fréour *et al.*, 2011] FRÉOUR, S., LACOSTE, E., FRANÇOIS, M. et GUILLÉN, R. (2011). Determining ti-17 β-phase single-crystal elasticity constants through x-ray diffraction and inverse scale transition model. *In Materials Science Forum*, volume 681, pages 97–102. Trans Tech Publ.

[Gallagher *et al.*, 2001] GALLAGHER, J., van STONE, R., DELANEUVILLE, R., GRAVETT, P. et BELLOWS, R. (2001). Improved high-cycle fatigue (HCF) life prediction. Rapport technique, DAYTON UNIV OH RESEARCH INST.

[Geandier *et al.*, 2010a] GEANDIER, G., RENAULT, P.-O., LE BOURHIS, E., GOUDEAU, P., FAURIE, D., LE BOURLOT, C., DJEMIA, P., CASTELNAU, O. et CHERIF, S. (2010a). Elastic strain distribution in metallic filmpolymer substrate composites. *Applied Physics Letters*, 96.

[Geandier *et al.*, 2010b] GEANDIER, G., THIAUDIÈRE, D., RANDRIAMAZAORO, R. N., CHIRON, R., DJAZIRI, S., LAMONGIE, B., DIOT, Y., LE BOURHIS, E., RENAULT, P. O., GOUDEAU, P., BOUAFFAD, A., CASTELNAU, O., FAURIE, D. et HILD, F. (2010b). Development of a synchrotron biaxial tensile device for in-situ characterization of thin films mechanical response. *Review of Scientific Instruments*, 81(103903).

[Geandier *et al.*, 2017] GEANDIER, G., VAUTROT, L., DENAND, B.and Dehmas, M., AEBY-GAUTIERA, E., TEIXEIRA, J. et DENISA, S. (2017). Full stress tensor determination during phase transformation of a metal matrix composite by in situ high energy x-ray diffraction and micromechanical simulations. *Materials Research Proceedings*, 2:479–484.

[Gerday, 2009] GERDAY, A.-F. (2009). Mechanical behavior of ti-5553 alloy. modeling of representative cells.

[Gourdin *et al.*, 2017] GOURDIN, S., CORMIER, J., HENAFF, G., NADOT, Y., HAMON, F. et PIERRET, S. (2017). Assessment of specific contribution of residual stress generated near surface anomalies in the high temperature fatigue life of a Rene 65 superalloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 40(1):69–80. FFEMS-6314.R2.

[Guide, 2007] GUIDE, I. (2007). *International vocabulary of metrology—-basic and general concepts and associated terms, VIM.*

[Guillemot, 2010] GUILLEMOT, N. (2010). *Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage.* Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan.

[Guillemot *et al.*, 2010] GUILLEMOT, N., LARTIGUE, C., BILLARDON, R. et MAWUSSI, B. (2010). Prediction of the endurance limit taking account of the microgeometry after finishing milling. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 4:239–249.

[Halford, 2006] HALFORD, G. R. (2006). *Fatigue and durability of structural materials.* Asm International.

[Hall, 1997] HALL, J. (1997). Fatigue crack initiation in alpha-beta titanium alloys. *International journal of fatigue*, 19(93):23–37.

[Hamam *et al.*, 2007] HAMAM, R., HILD, F. et ROUX, S. (2007). Stress intensity factor gauging by digital image correlation : Application in cyclic fatigue. *Strain*, 43(3):181–192.

[Hauk, 1997] HAUK, V. (1997). *Structural and Residual Stress Analysis by Non Destructive Methods : Evaluation, Application, Assessment.* Elsevier Science, Amsterdam.

[Henninger *et al.*, 2010] HENNINGER, C., ROUX, S. et HILD, F. (2010). Enriched kinematic fields of cracked structures. *International Journal of Solids and Structures*, 47(24):3305–3316.

[Herbig, 2011] HERBIG, M. (2011). *Short fatigue crack investigation in beta titanium alloys using phase and diffraction contrast tomography.* Thèse de doctorat, INSA Lyon.

[Hild *et al.*, 2016] HILD, F., BOUTERF, A., CHAMOIN, L., MATHIEU, F., NEGGERS, J., PLED, F., TOMIČEVIĆ, Z. et ROUX, S. (2016). Toward 4d mechanical correlation. *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences*, 3(1):1–26.

[Hild et Roux, 2006a] HILD, F. et ROUX, S. (2006a). Digital image correlation : From measurement to identification of elastic properties - a review. *Strain*, 42:69–80.

[Hild et Roux, 2006b] HILD, F. et ROUX, S. (2006b). Measuring stress intensity factors with a camera : integrated digital image correlation (I-DIC). *Comptes Rendus Mécanique*, 334(1):8–12.

[Hild et Roux, 2012] HILD, F. et ROUX, S. (2012). *Digital Image Correlation*, pages 183–228. Wiley-VCH, Weinheim (Germany).

[Hill, 2016] HILL, M. (2016). Engineering residual stress in aerospace forgings. *Materials Research Proceedings*, 2:61–66.

[Irwin, 1957] IRWIN, G. R. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of applied mechanics*, 24(3):361–364.

[Johnson, 1965] JOHNSON, H. (1965). Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth (calibration of electric potential technique to study slow or steady crack growth in high strength materials). *Materials Research and Standards*, 5:442–445.

[Jun et Korsunsky, 2010] JUN, T.-S. et KORSUNSKY, A. M. (2010). Evaluation of residual stresses and strains using the eigenstrain reconstruction method. *International Journal of Solids and Structures*, 47(13):1678 – 1686.

[Jun *et al.*, 2011] JUN, T.-S., VENTER, A. et KORSUNSKY, A. (2011). Inverse eigenstrain analysis of the effect of non-uniform sample shape on the residual stress due to shot peening. *Experimental Mechanics*, 51(2):165–174.

[Kar *et al.*, 2013] KAR, S. K., GHOSH, A., FULZELE, N. et BHATTACHARJEE, A. (2013). Quantitative microstructural characterization of a near beta Ti alloy, Ti-5553 under different processing conditions. *Materials Characterization*, 81:37 – 48.

[Kieffer et Karkoulis, 2013] KIEFFER, J. et KARKOULIS, D. (2013). PyFAI, a versatile library for azimuthal regrouping. *In Journal of physics : conference series*, volume 425, page 202012. IOP Publishing.

[Kitagawa et Takahashi, 1976] KITAGAWA, H. et TAKAHASHI, S. (1976). Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage.

[Kobayashi *et al.*, 1998] KOBAYASHI, M., MATSUI, T. et MURAKAMI, Y. (1998). Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *International Journal of Fatigue*, 20(5):351–357.

[Le Biavant-Guerrier, 2000] LE BIAVANT-GUERRIER, K. (2000). *Etude de l'amorçage de fissures de fatigue dans le Ti-6Al-4V*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris.

[Leclerc *et al.*, 2009] LECLERC, H., PÉRIÉ, J., ROUX, S. et HILD, F. (2009). *Integrated digital image correlation for the identification of mechanical properties*, volume LNCS 5496, pages 161–171. Springer, Berlin (Germany).

[Lefebvre *et al.*, 2011] LEFEBVRE, F., FRANÇOIS, M., CACOT, J., HEMERY, C., LE-BEC, P., BAUMHAUER, E., BOUSCAUD, D., BERGEY, T., BLAIZE, D., GLOAGUEN, D., LEBRUN, J. L., COSSON, A., KUBLER, R., CHEYNET, Y., DANIEL, E., MICHAUD, H., MONVOISIN, J., BLANCHET, P., ALLAIN, P., MRINI, Y., SPRAUEL, J. M., GOUDEAU, P., BARBARIN, P., CHARLES, C., ROUX, J. L., SEILER, W., FISCHER, C., DESMAS, L., OUAKKA, A., MOYA, M. et BORDIEC., Y. (2011). External reference samples for residual stress analysis by X-ray diffraction. *Materials Science Forum*, 681:215–222.

[Lemaitre et Chaboche, 1985] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J. L. (1985). Mécanique des matériaux solides.

[Leptos, 2017] LEPTOS (2017). https ://www.bruker.com.

[Leyens et Peters, 2003] LEYENS, C. et PETERS, M. (2003). *Titanium and titanium alloys : fundamentals and applications*. John Wiley & Sons.

[Lu, 1996] LU, J. (1996). Handbook of measurement of residual stresses. *Society for Experimental Mechanics*.

[Lu et Lieurade, 1998] LU, J. et LIEURADE, H.-P. (1998). *Techniques de l'ingénieur Calcul et modélisation en mécanique*, base documentaire : TIB178DUO.

[Luong, 1992] LUONG, M. P. (1992). Infrared thermography of fatigue in metals. *In Spie*, volume 1682, pages 222–233.

[Lütjering et Williams, 2007] LÜTJERING, G. et WILLIAMS, J.-C. (2007). *Titanium*. Springer.

[Mall *et al.*, 2001] MALL, S., HAMRICK, J. L., NICHOLAS, T. *et al.* (2001). High cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V with simulated foreign object damage. *Mechanics of materials*, 33(11):679–692.

[Martin, 2012] MARTIN, G. (2012). *Simulation numerique multi-echelles du comportement mecanique des alliages de titane beta-metastable Ti5553 et Ti17*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Superieure des Mines de Paris.

[Mathieu *et al.*, 2012] MATHIEU, F., HILD, F. et ROUX, S. (2012). Identification of a crack propagation law by digital image correlation. *International Journal of Fatigue*, 36(1): 146–154.

[McNeill *et al.*, 1987] MCNEILL, S., PETERS, W. et SUTTON, M. (1987). Estimation of stress intensity factor by digital image correlation. *Engineering fracture mechanics*, 28(1):101–112.

[Milella, 2013] MILELLA, P. P. (2013). Morphological aspects of fatigue crack formation and growth. *In Fatigue and Corrosion in Metals*, pages 73–108. Springer.

[Murakami, 2002] MURAKAMI, Y. (2002). *Metal fatigue : effects of small defects and non-metallic inclusions*. Elsevier.

[Murakami et Endo, 1986] MURAKAMI, Y. et ENDO, M. (1986). Effects of hardness and crack geometry on $\delta.KI_{th}$ of small cracks. *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 35(395):911–917.

[Murakami et Endo, 1980] MURAKAMI, Y. et ENDO, T. (1980). Effects of small defects on fatigue strength of metals. *International Journal of Fatigue*, 2(1):23–30.

[Newman et Raju, 1981] NEWMAN, J. et RAJU, I. (1981). An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Engineering fracture mechanics*, 15(1-2):185–192.

[Newman, 1992] NEWMAN, J. C. (1992). Fracture mechanics parameters for small fatigue cracks. *In Small-Crack Test Methods*. ASTM International.

[Nicholas, 2006a] NICHOLAS, T. (2006a). Chapter 7 - foreign object damage. *In High Cycle Fatigue*, pages 322 – 376. Elsevier Science Ltd, Oxford.

[Nicholas, 2006b] NICHOLAS, T. (2006b). *High cycle fatigue : a mechanics of materials perspective*. Elsevier.

[Nicholas *et al.*, 1980] NICHOLAS, T., BARBER, J. P. et BERTKE, R. S. (1980). Impact damage on titanium leading edges from small hard objects. *Experimental Mechanics*, 20(10):357–364.

[Noyan et Cohen, 1987] NOYAN, I. et COHEN, J. (1987). *Residual Stresses : Measurements by Diffraction and Interpretation*. Springer, New York.

[Peters et Ritchie, 2000] PETERS, J. et RITCHIE, R. (2000). Influence of foreign-object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V. *Engineering Fracture Mechanics*, 67(3):193 – 207.

[Peters *et al.*, 2003] PETERS, M., KUMPFERT, J., WARD, C. H. et LEYENS, C. (2003). Titanium alloys for aerospace applications. *Advanced Engineering Materials*, 5(6):419–427.

[Pfeiffer et Reisacher, 2016] PFEIFFER, W. et REISACHER, E. (2016). Evaluation of thickness and residual stress of shallow surface regions from diffraction profiles. *Materials Research Proceedings*, (2):317–322.

[Prime, 2001] PRIME, M. (2001). Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123 (2):162–168.

[Rabbe *et al.*, 2000] RABBE, P., LIEURADE, H.-P. et GALTIER, A. (2000). Essais de fatigue. *Techniques de l'ingénieur*.

[Reed et Viens, 1960] REED, E. C. R. et VIENS, J. A. (1960). The influence of surface residual stress on fatigue limit of titanium. *Journal of Engineering for Industry*, pages 82–76.

[Rekik *et al.*, 2013] REKIK, M., HUBERT, O., DANIEL, L., RAKA, B., MELLA, P. et AIMEDIEU, P. (2013). Dispositif de mesure du comportement magnéto-mécanique d'un alliage de fer-silicium sous chargement mécanique multiaxial. Congrès Français de Mécanique.

[Réthoré, 2010] RÉTHORÉ, J. (2010). A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 84(6):631–660.

[Réthoré, 2015] RÉTHORÉ, J. (2015). Automatic crack tip detection and stress intensity factors estimation of curved cracks from digital images. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 103(7):516–534.

[Réthoré *et al.*, 2013] RÉTHORÉ, J., MUHIBULLAH, ELGUEDJ, T., CORET, M., CHAUDET, P. et COMBESCURE, A. (2013). Robust identification of elasto-plastic constitutive law parameters from digital images using 3D kinematics. *International Journal of Solids and Structures*, 50(1):73–85.

[Richardson, 2016] RICHARDSON, M. D. (2016). *Microstructural and Mechanical Property Development in Metastable Beta Titanium Alloys*. Thèse de doctorat, University of Sheffield.

[Roux et Hild, 2006] ROUX, S. et HILD, F. (2006). Stress intensity factor measurements from digital image correlation : post-processing and integrated approaches. *International journal of fracture*, 140(1):141–157.

[Roux *et al.*, 2012] ROUX, S., HILD, F. et LECLERC, H. (2012). Mechanical assistance to DIC. *Procedia IUTAM*, 4:159–168.

[Roux *et al.*, 2009] ROUX, S., RÉTHORÉ, J. et HILD, F. (2009). Digital image correlation and fracture : an advanced technique for estimating stress intensity factors of 2D and 3D cracks. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 42(21):214004.

[Sakamoto *et al.*, 2014] SAKAMOTO, J., LEE, Y.-S. et CHEONG, S.-K. (2014). Effect of fib-processed sharp flaw on fatigue limit of shot peened medium carbon steel. *Proceedings of the 12th International Conference on Shot Peening*, pages 86–89.

[Sakamoto *et al.*, 2015] SAKAMOTO, J., LEE, Y.-S. et CHEONG, S.-K. (2015). Effect of surface flaw on fatigue strength of shot-peened medium-carbon steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 133:99–111.

[Sasahara, 2005] SASAHARA, H. (2005). The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45% c steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(2):131–136.

[Seco, 2017] SECO (2017). https ://www.secotools.com.

[Souto-Lebel *et al.*, 2011] SOUTO-LEBEL, A., GUILLEMOT, N., LARTIGUE, C. et BILLARDON, R. (2011). Characterization and influence of defect size distribution induced by ball-end finishing milling on fatigue life. volume 19, pages 343–348. 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).

[Standard, 1998] STANDARD, N. (1998). En iso 4287. *Geometrical Product Specifications (GPS)—Surface texture : Profile method—Terms, definitions and surface texture parameters (in French).*

[Stressdiff, 2017] STRESSDIFF (2017). http ://www.inel.fr.

[Sun et Guo, 2009] SUN, J. et GUO, Y. (2009). A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling ti–6al–4v. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(8):4036–4042.

[Suominen *et al.*, 2016] SUOMINEN, L., RICKERT, T. et SEND, S. (2016). Residual stress measurement of Ti-metal samples by means of XRD with Ti and Cu radiation. *Materials Research Proceedings*, (2):61–66.

[Suresh et Ritchie, 1984] SURESH, S. et RITCHIE, R. (1984). Propagation of short fatigue cracks. *International Metals Reviews*, 29(1):445–475.

[Sutton et Hild, 2015] SUTTON, M. et HILD, F. (2015). Recent advances and perspectives in digital image correlation. *Experimental Mechanics*, 55(1):1–8.

[Sutton *et al.*, 2009] SUTTON, M., ORTEU, J. et SCHREIER, H. (2009). *Image correlation for shape, motion and deformation measurements : Basic Concepts, Theory and Applications.* Springer, New York, NY (USA).

[Sutton, 2013] SUTTON, M. A. (2013). Computer vision-based, noncontacting deformation measurements in mechanics : a generational transformation. *Applied Mechanics Reviews*, 65(5):050802.

[Tada *et al.*, 1973] TADA, H., PARIS, P. C. et IRWIN, G. R. (1973). The stress analysis of cracks. *Handbook, Del Research Corporation.*

[Takahashi *et al.*, 2008] TAKAHASHI, F., TANGE, A. et ANDO, K. (2008). Effect of shot peening on fatigue limit of surface flawed samples. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 31(3-4):242–250.

[Takahashi et Sato, 2010] TAKAHASHI, K. et SATO, E. (2010). Influence of surface treatments on fatigue strength of Ti6Al4V alloy. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 51(4):694–698.

[Taylor et Clancy, 1991] TAYLOR, D. et CLANCY, O. (1991). The fatigue performance of machined surfaces. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 14(2-3):329–336.

[Tomchik et Dunder, 2006] TOMCHIK, G. et DUNDER, T. G. (2006). Overview of titanium applications on advanced commercial transports. *In AeroMat Conference, unpublished research*, volume 15.

[Tomičević *et al.*, 2013] TOMIČEVIĆ, Z., HILD, F. et ROUX, S. (2013). Mechanics-aided digital image correlation. *Journal of strain analysis for engineering design*, 48:330–343.

[Trantina et deLorenzi, 1982] TRANTINA, G. et DELORENZI, H. (1982). Elastic-plastic fracture mechanics analysis of small cracks.

[Tricot, 1988] TRICOT, R. (1988). Traitements thermomécaniques des alliages de titane pour l'aéronautique. *Matériaux & Techniques*, 76(1-2):47–64.

[Vargas *et al.*, 2016] VARGAS, R., NEGGERS, J., CANTO, R., RODRIGUES, J. et HILD, F. (2016). Analysis of wedge splitting test on refractory castable via integrated DIC. *Journal of the European Ceramic Society*, 36(16):4309–4317.

[Venter *et al.*, 2008] VENTER, A. M., LA GRANGE, C., HOFMANN, F., JUN, T., BELNOUE, J., VAN HEERDEN, P., EVANS, A. et KORSUNSKY, A. (2008). Synchrotron investigations of non-uniformly shaped shot-peened samples. *Proceeding of Zeitschrift für Kristallographie*.

[Voillot *et al.*, 2015] VOILLOT, B., AIMEDIEU, P., MELLA, P., LEBRUN, J. et HILD, F. (2015). Evaluation des contraintes residuelles induites par traitements mecaniques dans un alliage de titane bi-phase par trois methodes de depouillement differentes. Congres Mecamat.

[Voillot *et al.*,] VOILLOT, B., HILD, F., LEBRUN, J. et BILLARDON, R. Evaluation via xrd of residual stresses due to mechanical treatment of ti5553 alloy. *In Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*, pages 1599–1603. Wiley Online Library.

[Wagner et Luetjering, 1996] WAGNER, L. et LUETJERING, G. (1996). Influence of shot peening on the fatigue behavior of titanium alloys. *In Proceedings of the First International Conference on Shot Peening, Paris, France*, pages 453–460.

[Williams, 1957] WILLIAMS, M. (1957). The bending stress distribution at the base of a stationary crack. *Journal of applied mechanics*, 24:109–14.

[Withers *et al.*, 2001] WITHERS, P.-J., DAYMONDB, M.-R. et JOHNSONB, M. (2001). The precision of diffraction peak location. *Journal of Applied Crystallography*, 34(Part 6):737–743.

[Wöhler, 1870] WÖHLER, A. (1870). *Über die Festigkeits-versuche mit Eisen und Stahl.*

[Zaoui *et al.*, 1991] ZAOUI, A., PINEAU, A. et FRANÇOIS, D. (1991). Comportement mécanique des matériaux, tome : Elasticité et plasticité.

[Zhuang et Halford, 2001] ZHUANG, W. Z. et HALFORD, G. R. (2001). Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue*, 23:31–37.

ÉCOLE DOCTORALE

Sciences mécaniques et énergétiques, matériaux et géosciences (SMEMAG)

Titre : Caractérisation de la tenue mécanique en fatigue de pièces en alliage de titane Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr contenant des défauts

Mots clefs : Alliage de titane β-métastable – durée de vie – amorçage – intégrité de surface – indentation – rayure

Résumé : L'objet de cette étude est la tenue en fatigue de la tige coulissante d'une jambe de train d'atterrissage fabriquée par SAFRAN Landing Systems. L'alliage utilisé pour réaliser cette pièce forgée est la nuance de titane haute performance Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti5553).
Pour assurer les meilleures caractéristiques en service, ces pièces subissent différents traitements mécaniques dont un grenaillage qui améliore la tenue mécaniques du matériau en proche surface. L'homogénéité du grenaillage dépend de la géométrie de la pièce. La connaissance des contraintes résiduelles résultant de ce traitement est un paramètre important qui influence la durée de vie en fatigue. La microstructure biphasée du matériau rend les estimations de contraintes difficiles sur ce matériau. Un protocole complet d'analyse de contraintes par diffraction des rayons-X a été mis en place et validé par test in-situ. Il a ensuite permis d'obtenir des estimations quantitatives de contraintes résiduelles sur les éprouvettes testées dans ce travail.
L'alliage Ti5553 a la particularité de présenter une très haute limite élastique pour une tenacité plus faible. Les pièces actuelles sont dimensionnées par leur résistance à l'amorçage sans défaut de surface. Pour exploiter au mieux les performances de cet alliage, il faut affiner la connaissance du processus d'amorçage en présence de défauts. Plusieurs types d'analyses et essais ont été réalisés (comportement élasto-plastique, étude de l'amorçage et de la propagation de fissure). En particulier, des essais sont effectués sur des éprouvettes présentant des faces et des coins avec des rayures usinées ou des indentations. L'influence de ces défauts sur la durée de vie en fatigue est analysée en fonction de leur type, de leur taille et du grenaillage.

Title : Characterisation of the fatigue life of parts made of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr alloy in the presence of controlled defects

Keywords : β-metastable titanium alloy – fatigue life – initiation – surface integrity – indent – scratch

Abstract : The prediction of the fatigue life of sliders made by SAFRAN Landing Systems is the goal of this work. To manufacture big forged parts, high performance Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (Ti5553) alloy is used.
To ensure the in-service life, various mechanical treatments are carried out. Shot-peening at the end of the process is of prime importance in order to improve the mechanical performance. The knowledge of residual stresses resulting from this treatment is necessary to understand fatigue results for all part location. The two-phase microstructure of the alloy makes stress analyses difficult. A complete protocol to analyse stresses by X-ray diffraction has been developed and validated through in-situ test.
The Ti5553 alloy exhibits high yield stress coupled with weaker toughness. Lifing of parts made of Ti5553 is currently carried out with no specific account of surface defects. To improve the knowledge of initiation processes in this alloy in the presence of defects, various tests have been carried out (elasto-plastic behavior, crack initiation and propagation studies). Tests are carried out on coupons with faces and edges with calibrated defects (*i.e.,* machined scratches and indents). The influence of such defects on the fatigue lifetime are studied in terms of type, size and shot-peening level.

Université Paris-Saclay
Espace Technologique / Immeuble Discovery
Route de l'Orme aux Merisiers RD 128 / 91190 Saint-Aubin, France