



HAL
open science

Multifissuration en fatigue uniaxiale et biaxiale de l'acier inoxydable 304L

Jérémie Rupil

► **To cite this version:**

Jérémie Rupil. Multifissuration en fatigue uniaxiale et biaxiale de l'acier inoxydable 304L. Autre. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2012. Français. NNT : 2012DENS0047 . tel-00777191

HAL Id: tel-00777191

<https://theses.hal.science/tel-00777191>

Submitted on 17 Jan 2013

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.



ENSC-2008/2012



**THÈSE DE DOCTORAT
DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN**

Présentée par

Jérémie RUPIL

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN

Domaine

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

Sujet de la thèse

**Multifissuration en fatigue uniaxiale et biaxiale
de l'acier inoxydable 304L**

Soutenue à Cachan le 24 septembre 2012 devant le jury composé de :

Yves Nadot	Professeur, ENSMA Poitiers	Président
Philippe Bompard	Professeur, École Centrale de Paris	Rapporteur
Bertrand Wattrisse	Professeur, Université Montpellier 2	Rapporteur
André Pineau	Professeur, Ecole des Mines de Paris	Examinateur
Stéphane Roux	Directeur de recherche, ENS de Cachan	Examinateur
François Hild	Directeur de recherche, ENS de Cachan	Directeur de thèse
Ludovic Vincent	Ingénieur CEA, CEA Saclay	Co-directeur de thèse

LMT-Cachan

ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan cedex, France

Ce travail de thèse encadré par François Hild et Ludovic Vincent a été effectué en collaboration entre le LMT de l'ENS Cachan et le SRMA du CEA Saclay. Cette collaboration a été très enrichissante pour moi car elle m'a permis de découvrir de nombreuses personnes ayant des approches diverses et variées de la mécanique. Toutes ces rencontres m'ont permis d'appréhender la problématique sous différents angles : industriel, théorique, expérimental ou numérique. Je me rends aujourd'hui compte qu'une des principales vertus de la thèse est d'avoir eu la chance de parler, d'échanger, de partager et d'apprendre chaque jour énormément de toutes ces personnes. Je tiens donc ici à les remercier sincèrement.

Pour commencer, je remercie François Hild qui a su me proposer ce sujet de thèse il y a 5 ans. La réussite de cette thèse doit beaucoup à ces premières discussions puis à toutes celles qui ont suivi. Ensuite je remercie Ludovic Vincent pour tout le temps passé à travailler ensemble autant sur le plan expérimental que de la programmation. Son aide m'a permis de me sentir extrêmement soutenu tout au long de la thèse. Je les remercie tous les deux également pour leur réactivité exceptionnelle, leur disponibilité et leur gentillesse à toute épreuve qui m'ont permis de passer d'excellentes années de thèse. Merci à vous pour votre rassurante bienveillance et votre confiance sans failles.

Ensuite, je remercie Stéphane Roux pour toutes les idées qu'il a apportées à ce travail de thèse sur la corrélation d'images numériques et sur la modélisation probabiliste mais également pour le temps passé avec moi afin de m'aider à avancer. Je remercie Martin Poncelet grâce à qui les essais biaxiaux ont pu être réalisés dans d'excellentes conditions. Je remercie également Jonathan Bares et Lionel Gelebart pour tout le travail qui a été réalisé sur le plan de la modélisation éléments finis avec éléments cohésifs et qui a énormément apporté à la thèse. Egalement un grand merci à toutes les autres personnes qui ont contribué au bon déroulement de la thèse tant sur le plan expérimental que numérique. Je pense à Nicolas Malésys, Séverine Chaise, Bumediya Raka, Jean-françois Witz, Maxime Sauzay, Christian Robertson. Je remercie les collègues du CEA : Laurent Dupuy, Farhad Tavassoli et Bernard Marini avec qui j'ai pu avoir de nombreuses discussions enrichissantes. Je pense également à Daniel, Pierre, Antonin, Seb, Jérôme, Cyril et les autres avec qui je n'ai passé que d'excellents moments au sein du SRMA. De la même manière, je remercie toutes les personnes du LMT et du DGM de l'ENS de Cachan, qui sont malheureusement trop nombreuses pour être citées, pour leur soutien, leur enthousiasme, leur bonne humeur et leur amitié pendant ces années de thèse et de monitorat.

Je remercie sincèrement Yves Nadot qui m'a fait le grand plaisir de présider mon jury de thèse mais aussi pour m'avoir aidé sur le choix du matériel de répliques en début de thèse. Je remercie Messieurs Bertrand Wattrisse et Philippe Bompard pour avoir accepté de rapporter sur mon manuscrit. Mes remerciements vont également à André Pineau pour m'avoir fait l'honneur d'accepter d'examiner mon travail.

Enfin, je remercie ma femme Stéphanie pour son indispensable soutien de chaque jour et son important travail de relecture et qui m'a en plus fait le plus cadeau durant cette thèse en donnant naissance à ma princesse Inès. Merci à toi.

Table des matières

Table des matières	i
Table des figures	iii
Liste des tableaux	xi
Introduction	3
1 Détection de microfissures par technique de corrélation d'images numériques	11
1 Introduction	13
1.1 Analyse bibliographique	13
1.2 Stratégies de détection utilisées	15
2 Principe de l'approche globale de CIN	17
3 Détection automatique de microfissures par CIN	19
3.1 Analyse de sensibilité	19
3.2 Simplification du calcul	20
3.3 Optimisation de la vitesse d'analyse par transformée de Fourier rapide	20
3.4 Implémentation et application pratique	22
4 Exemple d'application des deux méthodes	31
4.1 Détection de fissures à partir de deux images	31
4.2 Applications pratiques dans le cas d'un essai de fatigue	39
5 Conclusion sur la détection des fissures par CIN	47
2 Caractérisation expérimentale de la multifissuration en fatigue	49
1 Introduction	51
1.1 Le matériau étudié	51
1.2 Aspect bibliographique	55
2 Essais de multifissuration en fatigue mécanique uniaxiale	61
2.1 Protocole expérimental	61
2.2 Résultats	63
2.3 Bilan des essais uniaxiaux	79
3 Essais de multifissuration en fatigue mécanique biaxiale	80
3.1 Géométrie d'éprouvette et protocole expérimental	81

3.2	Résultats	86
3.3	Comparaison des résultats uniaxiaux et biaxiaux	89
3.4	Bilan des essais équibiaxiaux	97
4	Loi de multiamorçage de mésolfissures en fatigue	102
4.1	Introduction	102
4.2	Principe général et hypothèses	104
4.3	Détermination de la probabilité d’amorcer une fissure dans un grain de surface	106
4.4	Application au cas des essais uniaxiaux	112
4.5	Conclusion sur la loi d’amorçage analytique proposée	115
5	Conclusion	116
3	Simulation numérique de l’endommagement par multifissuration en fatigue	119
1	Introduction	121
1.1	Code de dimensionnement RCC-M	121
1.2	Exemples de modélisations existantes	123
2	Détails du fonctionnement des modèles utilisés	132
2.1	Modèle stochastique de type Monte-Carlo	132
2.2	Simulation par calcul avec éléments finis cohésifs [Bares, 2010]	138
2.3	Modèle probabiliste continu [Malésys, 2007]	141
3	Modélisation des essais uniaxiaux	149
3.1	Modélisation stochastique	149
3.2	Modélisation probabiliste	153
3.3	Modélisation éléments finis cohésifs	154
3.4	Bilan des comparaisons entre simulations	156
4	Modélisation des essais biaxiaux	156
4.1	Modélisation probabiliste	157
4.2	Modélisation par éléments finis cohésifs	158
4.3	Bilan des comparaisons entre simulations pour le cas biaxial	160
5	Conclusion	161
	Conclusion	163
	Bibliographie	167

Table des figures

1	Illustration d'un réseau de fissures de fatigue thermique relevé lors de l'incident de Civaux en 1998 et situé de part et d'autre de la fissure principale en pied de cordon de soudure ayant conduit à une fuite du fluide primaire (les fissures sont révélées par ressuage) [Cipièrre et Goltrant, 2002].	7
2	Exemple d'observation de réseaux en fatigue thermique issu des travaux de Maillot [2003], cas d'un acier 304L avec $\delta T = 150^\circ\text{C}$ et un $T_{max} = 320^\circ\text{C}$ - Image prise après 300 000 cycles.	8
1.1	Détection de la multifissuration par CIN-Q4 lors d'un essai de fatigue [Malésys, 2007]. Champs de déplacement longitudinal (exprimé en pixel, 1 pixel = $2 \times 2 \mu\text{m}^2$).	15
1.2	(a) Géométrie (1/2 longueur de fissure : 200 μm , profondeur : 200 μm , profondeur totale : 4 mm, longueur totale : 2,5 mm, hauteur totale : 2,5 mm). (b) Champ de déplacement normé le long de la direction normale aux lèvres de la fissure obtenu pour $e = 1$ et zoomé sur la zone fissurée, 73 600 éléments finis sont utilisés.	23
1.3	Champ de déplacement (suivant la direction x) ajusté pour (a) $e = 0,25$, (b) $e = 0,5$, (c) $e = 1$, (d) $e = 2$	24
1.4	Champ de déplacement élastique calculé analytiquement Ψ	25
1.5	Superposition d'une image de référence et du champ de déplacement correspondant à une microfissure avec les caractéristiques suivantes : $L = 50$ pixels, centre = [750 750] pixels et ouverture maximale = 0,5 pixel.	27
1.6	(a) Carte de gain G_{norm} obtenu pour une longueur de 50 pixels. (b) Carte d'amplitude χ obtenue pour une longueur test de 50 pixels.	28
1.7	Evolution de la valeur du gain G_{norm} pour les différentes longueurs testées (pour $x = y = 750$ pixels).	28
1.8	(a) Image de référence. (b) Image déformée dont la texture est similaire à celle de l'image de référence mais le matériau a subi 120 000 cycles de chargement à ± 190 MPa.	31
1.9	Incertitude sur le calcul du déplacement par CORRELI ^{Q4} en fonction de la taille de l'arête d'un élément lorsqu'un déplacement de 0,5 pixel est appliqué.	32

1.10	Champs de déplacements (avec soustraction des mouvements de corps rigide) calculés par CORRELI ^{Q4} dans la direction verticale du chargement (x) pour différentes tailles d'éléments. Calculs réalisés entre un état déformé et endommagé ($N=120\ 000$ cycles) et l'état de référence ($N=0$ cycle).	34
1.11	(a) Carte des déformations ϵ_{xx} et (b) Carte des résidus exprimés en niveaux de gris / dynamique de l'image.	35
1.12	Champ de déplacements (avec soustraction des mouvements de corps rigide) calculés par CORRELI ^{Q4} dans la direction de chargement (x) entre l'image déformée et endommagée ($N = 120\ 000$ cycles) et une image prise en cours d'essai (30 000 cycles).	36
1.13	(a) Champ de déplacement mesuré dans la direction x (exprimé en pixels) par l'approche globale (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm). (b) Carte de résidu (en niveaux de gris) obtenue après le premier calcul global. La dynamique de l'image est de 12 bits.	36
1.14	(a) Carte de gain pour une longueur de 120 pixels. (b) Carte d'amplitude pour une longueur de 120 pixels. (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm).	37
1.15	(a) Matrice binaire (M_{mask}) pour $L = 120$ pixels. Les zones blanches correspondent à la présence de fissures. (b) Champ de déplacement final reconstruit (exprimé en pixel) suivant l'axe x pour toutes les longueurs scannées (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm).	37
1.16	Comparaison des centres de fissures détectés par Q4-DIC (détection "manuelle") et par détection automatique [Rupil <i>et al.</i> , 2011a].	38
1.17	Evolution du seuil de détection en amplitude en fonction de la longueur de la fissure.	39
1.18	Champs de déplacements obtenus au cours d'un essai par CIN-Q4.	40
1.19	Champs de déplacements obtenus au cours d'un essai par CIN-DDM.	41
1.20	Champs de déplacements pour $K_1 = 25$ et $K_2 = 1$ à 70 000 cycles.	42
1.21	Champ de déplacement U_x (en pixel) obtenu par CIN-Q4 pour 120 000 cycles (à gauche). Champ de déplacement U_x (en pixel) obtenu par CIN-DDM pour 120 000 cycles (à droite). 1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm	43
1.22	Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour une détection "manuelle" par CIN-Q4 et automatique par CIN-DDM. Les barres d'erreur correspondent à une estimation du nombre de fissures difficilement détectables pour la CIN-Q4 et aux résultats obtenus pour 2 jeux de paramètres de sensibilité ($K_1 ; K_2$) = (20 ; 0,8) et (35 ; 1,4) avec la CIN-DDM.	44
1.23	(a) Champ de déplacement exprimé en pixel mesuré par CIN-Q4 (éléments de 4×4 pixels) pour $N = 300\ 000$ cycles (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm). (b) Observation par microscopie optique de la réplique de surface réalisée pour $N = 300\ 000$ cycles de chargement.	45
1.24	Champ de déplacement reconstruit à $N = 300\ 000$ cycles par la technique de détection automatique.	45

1.25	(a) Longueur de fissure (b) Suivi d'ouverture de fissure principale par 3 méthodes : réplique (\times), CIN-Q4 (\square), CIN-DDM (\triangle).	46
2.1	Observation au microscope optique de la microstructure de l'acier 304L nuance A26.	52
2.2	Courbe de fatigue pour l'acier 304L (compilation de résultats pour 3 types de 304L et pour différentes températures).	52
2.3	Evolution de l'amplitude de contrainte au cours d'essais de fatigue sur 2 nuances d'acier inoxydable austénitique de type 304L (THY et CLI), à 20°C et à 300°C pour des essais à déformation imposée [Poncelet <i>et al.</i> , 2010a].	54
2.4	Comparaison des durées de vie en fatigue thermique (essais SPLASH et FAT3D) et en fatigue mécanique uniaxiale [Fissolo <i>et al.</i> , 2009].	55
2.5	Comparaison des durées de vie en fatigue mécanique biaxiale et en fatigue mécanique uniaxiale [Poncelet <i>et al.</i> , 2010a].	56
2.6	Amorçage d'une microfissure en pied d'extrusion [Ma et Laird, 1989].	57
2.7	Amorçage de fissures en fatigue observé par microscope optique sur répliques de surface [Chauvot et Sester, 2000] pour un acier inoxydable X6 CrNiNb 18-10 pour un essai à $R = -1$, amplitude de déformation totale imposée $\Delta\epsilon_t/2 = 0,25\%$ et $N_f = 82\,000$ cycles.	58
2.8	Géométrie de l'éprouvette utilisée pour la campagne d'essais uniaxiale.	61
2.9	(a) Présentation du montage expérimental (éprouvette avec méplat montée dans la machine, objectif macro MPE 65mm de l'appareil photo numérique CANON EOS 5D et éclairage par spots DEDOCOOL placés de chaque côté de l'objectif). (b) Protocole de chargement et de mesure utilisé.	63
2.10	Exemple de suivi d'amorçage d'une mésolfissure annexe par observation de répliques pour un essai à $\pm 20,7$ kN.	63
2.11	(a) Evolution de l'amplitude de déformation totale mesurée par extensomètre lors d'un essai de fatigue à $\pm 17,8$ kN, 4 Hz (les chutes correspondent aux prises d'images). (b) Adoucissement cyclique du matériau observé sur les boucles contrainte/déformation sur les 10 000 premiers cycles et pour le même essai.	64
2.12	Boucles de comportement expérimentales et simulées.	66
2.13	(a) Maillage de l'éprouvette uniaxiale, (b) Exemple de résultat de répartition de contraintes de von Mises dans la zone utile (à chargement maximal) pour un essai à $\pm 17,8$ kN ($\Delta\sigma_{nom} = 190$ MPa).	67
2.14	Paramètres géométriques de définition du méplat.	67
2.15	(a) Schéma de la localisation des deux types de mesures réalisées. (b) Protocole de chargement utilisé pour quantifier l'écart entre les deux mesures réalisées.	69
2.16	Résultat de l'essai de caractérisation de la concentration de contraintes par mesures de CIN.	69

2.17	(a) Comparaison des durées de vie obtenues aux résultats existants en déformation totale sans correction. La déformation totale à adoucissement maximal est retenue pour la comparaison. Les essais existants sont à déformation imposée. (b) Comparaison des durées de vie obtenus avec correction des déformations totales liée à la présence du méplat.	71
2.18	(a) Comparaison des durées de vie obtenues (carrés) aux résultats existants (cercles) en contrainte sans correction. Pour les essais existants menés à déformation imposée, la contrainte à adoucissement maximal est retenue. (b) Comparaison des durées de vie obtenus avec correction des contraintes liée à la présence du méplat.	72
2.19	Courbe de fatigue avec nombres de cycles à l'amorçage des macrofissures reportés.	73
2.20	Evolution du rapport entre le nombre de cycles à l'amorçage N_a et le nombre de cycles à rupture N_r . Comparaison avec la formule proposée par Levailant.	73
2.21	(a) Comparaison en variation de déformation totale équivalente des nombres de cycles à amorçage obtenus en fatigue mécanique uniaxiale et thermique (essais SPLASH [Maillot, 2003]). (b) Comparaison en amplitude de contrainte des nombres de cycles à amorçage obtenus en fatigue mécanique uniaxiale et thermique.	74
2.22	Localisation de l'amorçage observé par CIN et localisation de la déformation observée par simulation numérique.	75
2.23	Amorçage sur les bords du méplat lié à un défaut d'alignement des mors.	76
2.24	Compilation des évolutions de densités de fissures pour différents cas de chargements.	77
2.25	Champ de déformation longitudinale pour un essai à 190 MPa à 3 instants de la durée de vie.	78
2.26	Résultat des statistiques de coalescence comme présenté par Ochi et al. [1985].	79
2.27	Compilation des courbes de propagation pour différents cas de chargements.	80
2.28	Géométrie de l'éprouvette pour essai biaxial.	81
2.29	Montage expérimental des essais biaxiaux.	82
2.30	Effet de flexion mis en évidence par mesure de CIN sur un mors (les vecteurs déplacements aux noeuds sont représentés).	83
2.31	Exemple de mesure de déformation stroboscopique développée par Poncelet [2010b].	84
2.32	Protocole des essais équilibiaux.	84
2.33	(a) Etat de surface au centre de la calotte avant polissage obtenu par profilométrie. (b) Etat de surface après polissage mécanique (les cercles concentriques sont des artefacts de mesure).	85
2.34	(a) Observation du mouchetis au microscope optique. (b) Reconstruction numérique du mouchetis.	86
2.35	Erreur réalisée sur la mesure de déformation par CIN.	87

2.36	(a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°13. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°13.	88
2.37	(a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°15. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°15.	89
2.38	(a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°12. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°12.	90
2.39	(a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°11. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°11.	91
2.40	Cartes de résidus de corrélation avec des éléments de 4×4 pixels ² pour (a) 4 000 cycles, (b) 5 000 cycles, (c) 6 000 cycles, (d) 7 000 cycles (e) 8 000 cycles. 1 pixel \approx 12 μ m.	92
2.41	Champ de déplacements (direction x) avec des éléments de 4×4 pixels ² pour (a) 4 000 cycles, (b) 5 000 cycles, (c) 6 000 cycles, (d) 7 000 cycles (e) 8 000 cycles. 1 pixel \approx 12 μ m.	93
2.42	Cartes de résidus de corrélation (essai n°13) obtenus par CIN-Q4 avec des éléments de 4×4 pixels ² pour (a) 45 000 cycles, (b) 65 000 cycles, (c) 90 000 cycles, (d) 100 000 cycles. 1 pixel \approx 6 μ m.	94
2.43	Observation en microscopie optique des répliques pour la fissure principale (position du centre de la fissure en pixels : ($x = 350$; $y = 800$), $N = 60000$ cycles) et pour une fissure triple annexe (position du centre en pixels : ($x = 400$; $y = 300$), $N = 90000$ cycles).	95
2.44	Exemple de champ de contrainte de von Mises obtenu par le modèle numérique de l'éprouvette biaxiale (d'après Poncelet).	95
2.45	Champ de contrainte équivalente de von Mises obtenu par calcul numérique au niveau de la calotte sphérique. Les zones observées par les caméras en face inférieure et supérieure utilisées pour la CIN sont représentées.	96
2.46	Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale à température ambiante en fonction de la déformation totale équivalente calculée.	96
2.47	Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale à température ambiante en fonction de la contrainte équivalente calculée.	98
2.48	Comparaison finale des durées de vie à rupture et à amorçage en fatigue mécanique uniaxiale, biaxiale et thermique (cas des essais SPLASH [Maillot, 2003]).	98
2.49	Comparaison des évolutions de densités de fissures entre les essais uniaxiaux et biaxiaux.	99
2.50	Comparaison des courbes de propagation de fissures principales entre les essais uniaxiaux et un essai biaxial dont la contrainte équivalente de von Mises calculée est proche des contraintes imposées lors des essais uniaxiaux.	99

2.51	(a) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique biaxiale ($T = amb.$, $\Delta F/2 = \pm 24,75$ kN, 7 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm ² , (b) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique biaxiale ($T = amb.$, $\Delta F/2 = \pm 23$ kN, 90 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm ² , (c) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue thermique [Maillot, 2003] ($T = 320^\circ\text{C}$, $\Delta T = 150^\circ\text{C}$, 125 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm ² , (d) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique uniaxiale ($T = amb.$, $\Delta \sigma/2 = \pm 200$ MPa, 120 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm ²	101
2.52	Comparaison des densités de fissures maximales obtenues avec les densités maximales obtenues par la loi de Malésys [2007].	103
2.53	(a) Réseau de fissures amorcées (en vert) obtenu par simulation, (b) Réseau de fissures observé expérimentalement sur essai BIAX.	105
2.54	Evolution d'une microstructure de dislocations dans un grain obtenue par calcul de DDD [Déprés, 2004].	107
2.55	Distribution de tailles de grains pour de l'acier 304L obtenue par Maillot [2003].	108
2.56	Comparaison d'une distribution de déformation plastique dans un agrégat issue d'une simulation numérique [Sauzay <i>et al.</i> , 2010] et distribution théorique obtenue par l'utilisation d'une loi lognormale ajustée sur les résultats numériques.	109
2.57	Modélisation d'une ligne de 21 grains.	111
2.58	Evolution de la probabilité d'amorçage d'une microfissure dans un grain en fonction du nombre de cycles.	113
2.59	Comparaison modèle (traits pointillés) / essais pour l'évolution de la densité de fissures amorcées.	114
2.60	Relevés expérimentaux de densités de fissures amorcées en fatigue par Magnin <i>et al.</i> [1985] pour un chargement macroscopique appliqué de $\Delta \epsilon_p = 0,8\%$, $N_R = 7500$ cycles.	115
2.61	Densités de fissures amorcées obtenues par la loi probabiliste proposée pour un chargement macroscopique appliqué de $\Delta \epsilon_p = 0,8\%$ et avec $N_R = 22000$ cycles.	115
3.1	Courbe de design de l'acier inoxydable 304L pour une température inférieure à 427°C comparée à des résultats de fatigue mécanique uniaxiaux et de fatigue thermique [Amiable, 2005].	122
3.2	: Critère " $W_d + aP_{\max}$ " [Amiable, 2005] pour l'expérience SPLASH [Maillot, 2003], les essais uniaxiaux isothermes du CEA [Mottot et Noblecourt, 2001], des essais uniaxiaux et multiaxiaux isothermes [Itoh <i>et al.</i> , 1995].	122
3.3	Réseaux de fissures obtenus par simulations [Hoshide et Socie, 1988] en fatigue uniaxiale (chargement dans la direction verticale) pour (a) $\Delta \epsilon = 0,02$ ($N/N_f = 0,7$), (b) $\Delta \epsilon = 0,0086$ ($N/N_f = 0,63$), (c) $\Delta \epsilon = 0,0044$ ($N/N_f = 0,79$).	124

3.4	Résultat de simulation dans le cas d'un essai de torsion en fatigue/relaxation [Argence, 1996].	125
3.5	Résultat de simulation obtenu par Alexandre [2004] comparé à l'endommagement observé expérimentalement.	125
3.6	Résultat de simulation dans le cas d'un essai de fatigue en traction, torsion et chargement combiné [Hoshide, 2010].	126
3.7	Illustration d'un résultat de simulation obtenu par un modèle numérique de type Monte-Carlo prenant en compte l'amorçage et la coalescence de fissures courtes [Fedelich, 1998].	127
3.8	Comparaison de l'évolution de la moyenne de la densité de fissures entre une modélisation de Monte-Carlo et une modélisation continue (avec et sans prise en compte du phénomène de coalescence) [Fedelich, 1998]. . .	128
3.9	Evolution d'un réseau de fissures sous hypothèses de germination continue et de processus d'obscurcissement d'un domaine entourant une fissure soumise à un chargement de traction cyclique [Malésys, 2007]. . . .	128
3.10	Simulation de l'évolution d'un réseau de fissures en profondeur pour un chargement thermique avec $T_{\max} = 320^{\circ}\text{C}$, $\Delta T = 125^{\circ}\text{C}$ [Haddar <i>et al.</i> , 2005].	130
3.11	(a) Exemple de morphologie de fissuration obtenue [Kamaya et Taheri, 2008]. (b) Champ de contrainte de von Mises (S_m) correspondant [Kamaya et Taheri, 2008]. Chaque face limite est soumise à une contrainte uniforme $S_0 = 270$ MPa.	130
3.12	Algorithme de calcul du modèle stochastique de développement de réseau de fissures en fatigue uniaxiale.	133
3.13	Comparaison entre courbes de propagation expérimentales et numériques	136
3.14	(a) Schéma de fissure modélisée. (b) Schématisation des zones de relaxation de contraintes entourant les fissures.	137
3.15	Critère de coalescence retenu par Fedelich [1998].	138
3.16	(a) Les différentes zones du maillage (b) Positionnement des éléments cohésifs dans le maillage. D'après [Bares, 2010].	138
3.17	Algorithme du code de multifissuration [Bares, 2010].	139
3.18	Rosace d'orientation des fissures du réseau formé par SPLASH pour l'éprouvette 28g [Maillot, 2003].	145
3.19	Les différents types de réseaux en fonction du taux de biaxialité [Feng <i>et al.</i> , 1990].	145
3.20	Prise en compte de l'aspect multidirectionnel des fissures dans la détermination des tailles de zone d'obscurcissement du modèle 2,5D de [Malésys, 2007].	146
3.21	Résultats des simulations des essais de fatigue thermique SPLASH avec le modèle 2,5D pour différents cas de chargement [Malésys, 2007].	146
3.22	Principe de la hiérarchisation de l'amorçage.	147
3.23	Justification expérimentale de la théorie de la hiérarchisation de l'amorçage.	148

3.24	Exemple de résultat de simulation de formation de réseau pour 1 tirage unique obtenu avec le modèle stochastique.	150
3.25	(a) Comparaison des résultats numériques et expérimentaux présentés en partie 2 du chapitre 2 pour (a) les nombres de cycles à l’amorçage, (b) les nombres de cycles à rupture.	151
3.26	(a) Evolution de la densité de fissures activées en fonction du chargement comparé à l’expérimental. (b) Evolution de la densité de fissures activables, activées et actives en fonction du nombre de cycles ($\Delta\epsilon_p = 0,4\%$). Comparaison avec la densité de fissures activées obtenue expérimentalement (moyenne réalisée sur 4 essais).	152
3.27	Evolution des grandeurs statistiques de la distribution de densité de fissures amorcées finale ($\Delta\epsilon_p = 0,4\%$) (a) moyenne, (b) écart-type.	153
3.28	Influence des paramètres d’interaction entre fissures sur la densité de fissures amorcées.	154
3.29	Comparaison entre l’évolution des densités de fissures obtenues par le modèle discret (Monte-Carlo) et le modèle probabiliste continu (chargement test).	155
3.30	Comparaison entre l’évolution des densités moyennes de fissures obtenues par le modèle éléments finis cohésifs et le modèle probabiliste continu (chargement test).	155
3.31	Exemple de résultat de simulation de formation de réseau pour 1 tirage unique obtenu avec le modèle stochastique [Bares, 2010]. Zones d’écran représentées en bleu et zones d’amplification de contrainte représentées en rouge.	156
3.32	Comparaison entre résultats de simulations uniaxiales, biaxiales à chargement de von Mises équivalent (chargement test).	158
3.33	Comparaison de l’évolution de la densité dans toutes les directions dans le cas du modèle non hiérarchisé en utilisant une discrétisation spatiale de 4 directions (a) 420 MPa (90°) et 420 MPa (0°), (b) 420 MPa (90°) et 400 MPa (0°).	158
3.34	Comparaison de l’évolution de la densité de fissures activées dans toutes les directions dans le cas du modèle “hiérarchisé” avec un chargement biaxial (a) 420 MPa (dir. 1) et 420 MPa (dir. 2), (b) 420 MPa (dir. 1) et 400 MPa (dir. 2).	159
3.35	Evolution surfacique et volumique du réseau de fissures obtenu par Bares [2010] pour un chargement de type SPLASH ($\Delta T = 200^\circ\text{C}$).	159
3.36	Evolution de la densité moyenne de fissures amorcées obtenues avec la modélisation continue et les 20 simulations par éléments finis.	160

Liste des tableaux

1.1	Incertitudes globales sur la mesure de déplacement en fonction de la taille de l'élément et temps de calcul relatif en fonction de la taille de l'élément (temps de calcul de référence pour une taille d'éléments de 32×32 pixels).	33
2.1	Paramètres utilisés.	66
2.2	Evaluation numérique de la concentration de contrainte due au méplat.	68
2.3	Evaluation de l'hétérogénéité du chargement en surface du méplat.	76
2.4	Résultats de mesures dimensionnelles sur MMT (machine du Département de Génie Mécanique de l'ENS de Cachan).	82
2.5	Correspondance entre numéro de l'essai et effort appliqué suivant les 2 axes de sollicitations.	83
2.6	Tableau récapitulatif des essais équibiaxiaux. Les valeurs indiquées pour $\Delta\varepsilon_t^{sup}$ et $\Delta\varepsilon_t^{inf}$ sont les moyennes des deux mesures (correspondant aux deux directions) respectivement sur les faces supérieures et inférieures. Les valeurs de $\Delta\varepsilon_t^{VM}$ et $\Delta\sigma_{VM}$ sont issues des simulations numériques. Enfin N_a et N_r correspondent aux nombres de cycles à l'amorçage et à rupture relevés.	97
2.7	Evaluation de l'hétérogénéité du chargement en surface de la calotte sphérique pour une zone de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ pour l'essai référencé 13.	97
3.1	Paramètres de la loi de propagation.	136
3.2	Paramètres des lois du modèle [Bares, 2010].	141

Introduction

Endommagement en fatigue mécanique et multifissuration

Lorsqu'une pièce mécanique est soumise à une sollicitation répétée dans le temps, elle risque de s'endommager après un certain nombre de cycles d'utilisation par amorçage de plusieurs fissures et propagation d'une fissure principale. Dans ce cas, on parle (classiquement) de phénomène d'endommagement par fatigue. Historiquement, les industriels s'intéressent au phénomène de fatigue depuis le milieu du XIX^e siècle et notamment depuis le premier accident ferroviaire français de 1842 [Smith, 1990; Schütz, 1996] pour lequel la fatigue a été identifiée comme étant la cause.

Les premiers travaux expérimentaux de Wöhler [1867] ont mené à l'établissement de courbes de fatigue (les courbes S-N ou courbes de Wöhler) reliant le nombre de cycles à rupture et l'amplitude de contrainte mécanique induite par la sollicitation. En 1910, cette relation est exprimée sous la forme d'une loi puissance par Basquin [1910] et représentée pour la première fois sous la forme aujourd'hui classique d'un diagramme log-log. La durée de vie pour la fatigue sera plus tard également reliée à différentes grandeurs comme l'amplitude de déformation plastique par Manson [1953] et Coffin [1954] pour les faibles nombres de cycles. Les courbes de fatigue expérimentales sont des données encore utilisés aujourd'hui pour estimer la durée de vie des pièces mécaniques soumises à des sollicitations cycliques.

Néanmoins, les sollicitations constatées industriellement sont souvent bien plus complexes que les chargements simples utilisés pour établir les courbes de fatigue de référence des différents matériaux. Comme il est inenvisageable de réaliser des campagnes d'essais de fatigue pour tous les types de chargements rencontrés et tous les matériaux, de très nombreux modèles de prévision de durée de vie en fatigue ont été proposés depuis les premiers travaux expérimentaux. Certains permettent notamment de prendre en compte les cas de chargements multiaxiaux. Parmi les plus classiques, des critères sont basés sur des combinaisons de variables macroscopiques [Crossland, 1970; Sines et Ohgi, 1981] et d'autres sont basés sur une approche locale et microscopique de la rupture [Dang Van, 1973; Dang Van *et al.*, 1989; Papadopoulos, 2001].

Dès 1903 et les travaux d'Ewing et Humphrey [1903] de nombreux auteurs se sont intéressés aux mécanismes physiques responsable de la fissuration par fatigue. Deux phénomènes principaux sont alors étudiés : l'amorçage microscopique des fissures dans un grain et la propagation macroscopique des fissures avant rupture. Concernant la propagation, les travaux de Paris *et al.* [1963] ont proposé une équation de propagation reliant la

vitesse de croissance de la fissure au facteur d'intensité des contraintes. La loi de Paris est encore actuellement largement utilisée dans le domaine industriel. Son utilisation permet ainsi d'estimer la durée de vie résiduelle lorsqu'une fissure a été détectée. Cette prévision déterministe pour les cas de chargements simples permet aujourd'hui de prévenir de nombreux incidents liés à la fatigue moyennant l'utilisation d'une méthode de Contrôle Non Destructif (CND) afin de détecter la présence d'éventuelles fissures. Les travaux expérimentaux sur l'amorçage à l'échelle microscopique ont permis de relier les premiers stades de l'amorçage à la localisation de la déformation plastique en bandes de glissement irréversible. Bien que les premières théories sur l'amorçage aient été proposées très tôt [Orowan, 1939], il est encore très difficile de prévoir l'amorçage de fissures en fatigue.

Ainsi, s'il a été montré que pour un chargement simple on pouvait prévoir assez précisément la vitesse de propagation d'une fissure en fatigue, le problème de l'amorçage reste quant à lui bien plus aléatoire notamment dans le domaine des grands nombres de cycles. La rupture en fatigue est donc également un phénomène très aléatoire. La dispersion constatée expérimentalement en fatigue (notamment dans le domaine des grands nombres de cycles) est une des principales particularités du phénomène et c'est ce qui le rend encore aujourd'hui, malgré les nombreux travaux déjà réalisés, responsable de nombreux accidents industriels. La durée de vie donnée par les courbes classiques présentées précédemment est une moyenne à 50% de rupture. Cette valeur est donc à rapprocher d'un écart-type qui peut être très important pour certains matériaux. Cette très grande dispersion a incité des chercheurs à développer des théories probabilistes pour estimer la probabilité de rupture tout au long de la durée de vie de la pièce. La plus classique est la théorie de Weibull initialement proposée pour estimer la dispersion sur la contrainte à rupture sous chargements monotones de matériaux fragiles [Weibull, 1939] qui est ensuite étendue au cas de la fatigue [Weibull, 1949, 1951].

Cette thèse a pour objectif de s'intéresser à la fissuration multiple ou multifissuration en fatigue, c'est-à-dire étudier notamment l'évolution de la densité de fissures qui vont s'amorcer ainsi que leurs interactions avant que la fissure principale n'entraîne la rupture. Le phénomène d'amorçage multiple est finalement assez logique pour une pièce soumise à une sollicitation homogène sur une surface assez importante. Il n'y a en effet dans ce cas aucune raison logique pour qu'une seule et unique fissure s'amorce en entraînant la rupture de la pièce sollicitée. De nombreuses fissures s'amorcent même si, souvent, seule la première d'entre elles à se propager sera responsable de la rupture. Historiquement (et encore aujourd'hui) comme cela a été présenté précédemment, la majorité des travaux sur la fatigue s'intéresse à l'amorçage ou encore à la propagation de cette fissure principale. Dans le cas particulier d'un chargement faible (au niveau de la limite d'endurance), il est tout de même possible de constater l'amorçage d'une unique fissure entraînant la rupture de l'éprouvette.

A partir des années 1980, certaines études se sont intéressées aux interactions entre fissure principale et fissures annexes de manière expérimentale [Magnin *et al.*, 1985; Ochi *et al.*, 1985] ou purement théorique [Kachanov, 1985; Kachanov *et al.*, 1990]. Deux raisons principales expliquent le peu d'études dans la littérature traitant du problème de multifissuration en fatigue. La première est qu'il s'agit d'un phénomène annexe et qui a très

peu de conséquences en comparaison de la propagation de la fissure principale. L'amorçage des fissures autres que la fissure principale (hormis l'influence qu'elles peuvent avoir sur celle-ci) ne joue donc quasiment aucun rôle sur la rupture dans la très grande majorité des cas d'endommagement par phénomène de fatigue. La deuxième est liée à la difficulté expérimentale d'étudier ce problème et notamment de détecter, dénombrer ou mesurer ces fissures. En effet, les fissures annexes ne se propagent pas autant que la fissure principale ; elles restent donc courtes et difficilement détectables. En plus de devoir s'intéresser à de petites échelles afin de détecter les fissures annexes, l'analyse de la multifissuration passe par l'étude d'une surface importante, ou suffisante pour permettre d'amorcer de multiples fissures. Les études expérimentales fines sur de grandes zones sont donc assez rares [Levaillant, 1984; Weiss, 1992; Maillot, 2003] et demandent un travail long et délicat et ne permettent généralement pas de réaliser un nombre d'essais important.

Une des dernières techniques qui a démontré la possibilité de détecter des fissures de faibles dimensions dans des zones assez importantes [Malésys, 2007] est la Corrélation d'Images Numériques (CIN). Cette méthode principalement développée en mécanique depuis les années 1980 pour la mesure de champs de déplacements [Chu *et al.*, 1985] a été utilisée dans le cadre de cette thèse pour détecter et quantifier automatiquement lors d'un essai de fatigue mécanique uniaxiale la présence de microfissures. La première partie de ce mémoire de thèse présente le travail qui a été réalisé sur la détection de microfissures par CIN en fatigue. Ce travail sur la technique de détection permet ainsi de simplifier l'étude expérimentale de la multifissuration. Deux méthodes de corrélation d'images numériques sont utilisées dans ce rapport : la première est une technique existante [Besnard *et al.*, 2006] et la seconde est une technique originale dédiée à la détection de fissures courtes développée pendant la thèse [Rupil *et al.*, 2011a].

La CIN permet de simplifier l'étude la multifissuration en fatigue, mais pourquoi s'intéresser à la multifissuration si finalement ce phénomène joue un rôle quasi mineur dans la rupture des pièces sollicitées en fatigue mécanique et qu'en plus son étude est techniquement difficile ? Un des principaux objectifs de cette thèse est de fournir des données expérimentales ainsi que des outils numériques afin de prévoir l'endommagement de zones sollicitées en fatigue thermique dans les circuits de refroidissement de centrales nucléaires existantes et de prochaines générations. Comme cela sera présenté dans la suite de cette introduction, il est nécessaire de s'intéresser à cette phase de multifissuration afin de pouvoir simuler correctement l'endommagement par fatigue thermique. Ce phénomène n'est pas spécifique à l'industrie nucléaire et on retrouve des endommagements par fissuration multiple dans l'industrie automobile, aéronautique ou métallurgique.

Contexte industriel et fatigue thermique

Cette thèse s'inscrit dans un objectif constant du Commissariat à l'Énergie Atomique (CEA) d'améliorer la sécurité des centrales nucléaires. Les politiques énergétiques depuis plusieurs décennies ont conduit à la construction de réacteurs nucléaires de plus en plus puissants et la question de la sûreté est aujourd'hui primordiale dans le développement futur de l'énergie nucléaire. La thèse traite du possible endommagement de certains

composants de centrales nucléaires par fatigue thermique. Les risques liés à ce type d'endommagement sont sans commune mesure avec l'accident nucléaire récemment survenu sur le site de la centrale de Fukushima (mars 2011) mais les accidents graves nous rappellent à quel point les conséquences des incidents nucléaires peuvent être importantes que ce soit sur le plan environnemental, humain ou économique¹. Les incidents liés à la sécurité dans le secteur nucléaire ont également des impacts importants sur les choix des politiques énergétiques. La production d'électricité nucléaire en Europe a grimpé de 186% entre 1980 et 1986 (date de la catastrophe de Chernobyl) puis seulement de 32% entre 1986 et 2009². La production d'énergie d'origine nucléaire a déjà amorcé une légère décroissance depuis 2005 avant même les derniers incidents de Fukushima. Un exemple intéressant est celui de l'Italie qui a décidé de sortir du nucléaire après l'accident de Chernobyl, puis de prévoir un retour pour 2013, avant de finalement renoncer il y a quelques mois (juin 2011).

Afin de garantir la sûreté essentielle au fonctionnement des installations nucléaires, il est nécessaire de s'assurer que toutes les causes possibles d'endommagement des composants des centrales sont connues et maîtrisées. Les diverses canalisations des centrales nucléaires sont des organes particuliers qui contribuent à la fois au fonctionnement de la centrale (transport du fluide modérateur et caloporteur) et à sa sécurité (refroidissement du cœur en cas d'arrêt volontaire ou d'incident). Or ces canalisations sont soumises à des sollicitations diverses : thermique, mécanique ou de corrosion. La fatigue thermique en particulier est une cause possible de fissuration. Ainsi, plusieurs incidents rencontrés dans des circuits de centrales nucléaires sont imputables au problème de la fatigue thermique comme par exemple celui de la centrale de Civaux en 1998 qui a conduit à une fuite de fluide de refroidissement (débit estimé à 30 000l/h [Faidy, 2002]) au niveau d'une zone de mélange entre fluides chaud et froid. Dans ces zones, localement, la paroi interne est soumise à des sollicitations thermiques cycliques hétérogènes et d'amplitude variable. Le chargement thermique appliqué en surface des canalisations par le fluide induit un gradient de température dans l'épaisseur de celles-ci d'autant plus important que la conductivité thermique du matériau est faible. C'est ce gradient couplé à la dilatation thermique du matériau qui est à l'origine de déformations empêchées et donc de contraintes mécaniques qui vont entraîner l'endommagement de la structure. L'aspect cyclique du chargement d'origine thermique conduit alors naturellement à nommer ce phénomène "fatigue thermique".

Contrairement à l'endommagement classique en fatigue mécanique présenté précédemment où une fissure principale vient rompre la pièce, l'endommagement par fatigue thermique se traduit généralement par l'apparition d'un réseau de fissures surfaciques (en dehors des zones de concentrations de contrainte et/ou d'hétérogénéité de matériau comme les cordons de soudure par exemple). En effet, les sollicitations thermiques hétérogènes induisent un champ de contraintes également hétérogène avec notamment un

1. Dans un rapport du "Forum Chernobyl" [The Chernobyl Forum, 2006], le gouvernement biélorusse estime les pertes liées à la catastrophe de Chernobyl sur 30 ans à 235 milliards de dollars

2. statistiques fournies par l'Agence d'Information Américaine sur l'Energie (EIA) (<http://www.eia.gov/cfapps/ipdbproject/IEDIndex3.cfm>)

fort gradient dans l'épaisseur de la tuyauterie. Ce gradient de contraintes dans l'épaisseur favorise l'arrêt de fissures d'où la présence de réseaux de fissures ou "faïençage thermique" (Figure 1). Même si cet endommagement n'entraîne pas la rupture de l'élément touché, il entraîne la modification des propriétés mécaniques du composant affecté. De plus, chaque fissure composant le réseau est une amorce possible pour la propagation d'une fissure plus profonde et destructrice liée à d'autres sollicitations thermomécaniques (arrêt/redémarrage de tranche par exemple). Le faïençage thermique fragilise donc le matériau et augmente potentiellement le risque de rupture du composant fissuré.

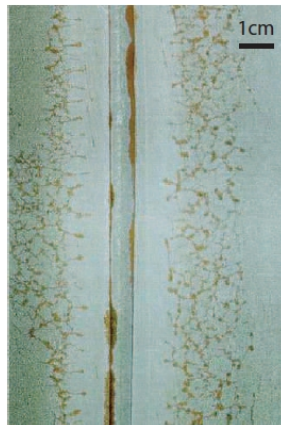


Figure 1 : Illustration d'un réseau de fissures de fatigue thermique relevé lors de l'incident de Civaux en 1998 et situé de part et d'autre de la fissure principale en pied de cordon de soudure ayant conduit à une fuite du fluide primaire (les fissures sont révélées par ressuage) [Cipière et Goltrant, 2002].

La maîtrise industrielle de ce problème passe aujourd'hui par l'utilisation d'un critère de fatigue basé sur une courbe expérimentale obtenue par des essais mécaniques uniaxiaux (issue du code de dimensionnement RCC-M³ [RCC-M, 1988]) et visant à adapter le niveau de sollicitation des canalisations pour empêcher l'amorçage d'un tel réseau. Depuis l'incident de Civaux, des modifications ont été apportées à la conception et la réalisation des tuyauteries (mise en forme et positionnement des tés de mélange dans les circuits de refroidissement, état de surface des zones de mélange, matériau retenu pour les nouvelles centrales EPR) et les niveaux de chargement thermohydraulique ont également été réduits permettant d'éviter de nouveaux incidents. En parallèle, plusieurs campagnes d'études expérimentales sur la fatigue thermique ont été menées dont plusieurs par EDF et le CEA (CYTHIA [Robertson et Fissolo, 1999], INTHERPOL [Curtit, 2004], BIAx [Robertson et Chaise, 2007], SPLASH [Maillot, 2003], FAT3D [Ancelet, 2006], FATHER [Braillard *et al.*, 2007]) afin de mieux comprendre et prédire cet endommagement. Un exemple de réseau de fissures obtenu en laboratoire par l'essai SPLASH est présenté sur la Figure 2.



Figure 2 : Exemple d’observation de réseaux en fatigue thermique issu des travaux de Maillot [2003], cas d’un acier 304L avec $\delta T = 150^{\circ}\text{C}$ et un $T_{max} = 320^{\circ}\text{C}$ - Image prise après 300 000 cycles.

Sur le plan de la modélisation, plusieurs voies sont actuellement suivies au sein du CEA concernant la résistance des matériaux. Citons par exemple une modification du critère utilisé [Amiable, 2005], l’étude de l’amorçage à l’échelle du grain et de l’agrégat [Déprés, 2004; Sauzay et Jourdan, 2006; Osterstock, 2008] ou encore une modélisation plus détaillée du phénomène de “faïençage” afin de définir les zones touchées mais également de quantifier la nature (taille, profondeur,...) des fissures composant le réseau [Haddar *et al.*, 2005; Malésys *et al.*, 2009]. Etant donné que les chargements thermohydrauliques à l’origine de l’endommagement constaté dans les centrales et servant de données d’entrée aux différents modèles sont encore aujourd’hui mal maîtrisés, aucun modèle n’est pour l’instant capable de simuler de manière satisfaisante la formation d’un réseau de fissures de fatigue thermique, de donner des informations précises sur les dimensions des fissures et donc sur la dangerosité possible des réseaux formés pour la structure.

La différence entre les cas de chargement de fatigue thermique et mécanique réside majoritairement dans le fait d’avoir ou pas un gradient de contraintes dans l’épaisseur. Cette différence a une grande conséquence sur les formes finales des zones endommagées (fissure macroscopique ou réseau de fissures surfaciques) même si les phases d’amorçage initial sont quant à elles similaires. Ainsi la phase de multiamorçage très peu étudiée en fatigue mécanique est ici la source principale de la génération du réseau de fissures observé sur les parois internes de canalisations (Figure 1). Or lors d’une inspection par CND d’un composant soumis à un chargement de fatigue thermique, la constatation d’un réseau de fissures plus ou moins dense ne permet pas aujourd’hui de conclure sur la dangerosité de ce réseau pour la structure. Ainsi, un objectif à terme de ce travail est de proposer un modèle d’endommagement en fatigue thermique permettant de relier l’évolution de la densité de fissures du réseau au chargement thermique et ainsi d’obtenir une évaluation de plusieurs quantités d’intérêt comme la profondeur maximale atteinte par les fissures par exemple. L’analyse des réseaux couplée à l’utilisation de modèles d’endommagement fiables pourrait ainsi permettre à long terme de quantifier le risque d’incident (fuite, rupture) lié au chargement de fatigue thermique.

Les essais réalisés jusqu'à présent et rappelés précédemment étaient en fatigue thermique car plus proches des conditions réelles. Cependant la recherche d'un chargement équivalent mécanique n'est pas toujours évidente. Pour ce faire, Amiable [2005] se base par exemple sur les relevés des mesures thermiques réalisées par thermocouples en quelques points des éprouvettes SPLASH par Maillot [2003]. Après avoir réalisé plusieurs modèles numériques, il montre qu'il y a une forte dépendance des résultats aux conditions aux limites qui sont elles-mêmes dépendantes des réglages retenus pour les essais. Or il est souvent très difficile de maîtriser ces conditions expérimentales. Ainsi, pour le même chargement thermique apparent en quelques points, il est courant de trouver des chargements mécaniques différents. Afin de décrire la formation des réseaux en fatigue thermique, l'étude de l'amorçage multiple en fatigue mécanique semble aujourd'hui indispensable. Pour cela deux campagnes d'essais avec détection de la multifissuration par CIN ont été menées. Ces campagnes concernent des chargements mécaniques uniaxiaux et équi-biaxiaux de traction/compression sans contrainte moyenne. Les essais de fatigue thermique ont pour avantage d'être bien plus proches des chargements réels que les chargements purement mécaniques mais les résultats étant souvent difficiles à analyser, le choix est fait ici de caractériser l'amorçage lors d'essais dont les paramètres mécaniques en jeu sont connus et maîtrisés.

La première partie du manuscrit présente les méthodes de CIN qui sont utilisées afin de détecter des fissures. Les résultats expérimentaux sont décrits quant à eux dans le deuxième chapitre de la thèse. Les essais sont utilisés afin d'identifier une loi d'amorçage multiple en fatigue également décrite dans le deuxième chapitre. Le troisième chapitre traite de la simulation numérique de l'amorçage multiple. Pour cela plusieurs types de modélisation sont utilisés et confrontés. Cette confrontation de modèles numériques aux données expérimentales permet notamment de montrer la pertinence de l'utilisation d'un modèle probabiliste analytique afin de retrouver des résultats statistiques notamment sur la densité de fissures qui peuvent être amorcées en fatigue thermique et mécanique. Enfin, le dernier chapitre permet de conclure notamment sur l'apport des travaux expérimentaux et numériques sur la modélisation de la formation des réseaux de fissures en fatigue thermique mais également de souligner les difficultés qui restent à maîtriser avant de pouvoir complètement modéliser et simuler les zones thermiquement endommagées dans les canalisations de centrales nucléaires.

Chapitre 1

Détection de microfissures par technique de corrélation d'images numériques

Ce premier chapitre s'intéresse à la détection de fissures courtes (de longueur $\approx 150 \mu\text{m}$ et ouvertures $\approx 1 \mu\text{m}$) par CIN. Deux méthodes sont utilisées. La première développée récemment au LMT Cachan (CORRELI^{Q4}) est basée sur une approche globale à l'aide d'une discrétisation avec des quadrilatères à 4 noeuds (Q4). La seconde est une méthode dédiée à la détection de microfissures qui utilise l'analyse locale de sensibilité. Ce chapitre présente le principe de l'approche globale de CIN puis détaille le fonctionnement théorique et pratique de la seconde méthode développée pendant la thèse.

Sommaire

1	Introduction	13
1.1	Analyse bibliographique	13
1.2	Stratégies de détection utilisées	15
2	Principe de l'approche globale de CIN	17
3	Détection automatique de microfissures par CIN	19
3.1	Analyse de sensibilité	19
3.2	Simplification du calcul	20
3.3	Optimisation de la vitesse d'analyse par transformée de Fourier rapide	20
3.4	Implémentation et application pratique	22
4	Exemple d'application des deux méthodes	31
4.1	Détection de fissures à partir de deux images	31
4.2	Applications pratiques dans le cas d'un essai de fatigue	39
5	Conclusion sur la détection des fissures par CIN	47

1 Introduction

1.1 Analyse bibliographique

La CIN est une technique de mesure de champs de déplacement dont l'utilisation en mécanique des solides est assez récente [Burt *et al.*, 1982; Sutton *et al.*, 1983]. L'application principale de cette technique est l'estimation de champs de déformation. La mesure de champ sur une zone donnée permet de détecter et mesurer des phénomènes locaux en plus des moyennes également accessibles par des méthodes plus classiques (jauges de déformation, extensomètre, ...). Elle est donc particulièrement bien adaptée à l'étude des matériaux hétérogènes [Bergonnier *et al.*, 2005] ou de la localisation de la déformation [Desrues *et al.*, 1985; Besnard *et al.*, 2006]. Ces méthodes permettent également de s'intéresser aux phénomènes d'endommagement et de fissuration. Dans la plupart des cas [McNeill *et al.*, 1987; Sutton *et al.*, 1999, 2001; Abanto-Bueno et Lambros, 2002; Hamam *et al.*, 2007; Decreuse, 2010], une seule grande fissure dont l'ouverture peut être plus ou moins importante est suivie. L'objectif est alors de mesurer avec précision sa propagation ou encore de quantifier les champs de déplacements en pointe de fissure.

En fatigue, la première phase de l'endommagement consiste en un amorçage multiple de fissures courtes en surface (appelées microfissures) avant la propagation finale d'une fissure principale (ou macrofissure). Cette phase de multifissuration a déjà été mise en évidence par plusieurs études expérimentales [Ochi *et al.*, 1985; Weiss, 1992; Malésys, 2007; El Bartali *et al.*, 2008]. Ces fissures sont généralement courtes ($\approx 150 \mu\text{m}$) et ont une ouverture très faible ($< 1 \mu\text{m}$). Ainsi leur détection et quantification (nombre, positions, longueurs et ouvertures) restent expérimentalement difficiles. Cette difficulté conduit le plus souvent à ne s'intéresser qu'à la rupture ou à l'amorçage macroscopique (correspondant à une échelle bien supérieure) lors des essais de fatigue. La majorité des études ne permet donc pas d'obtenir des informations statistiques sur la phase de multiamorçage. Or l'étude expérimentale de cette phase initiale de l'endommagement est aujourd'hui essentielle pour quantifier l'évolution de la densité de microfissures amorcées, mais également pour obtenir des données sur les vitesses de propagation des fissures courtes ou encore sur les interactions que ces microfissures peuvent avoir les unes avec les autres.

Les travaux précédents qui se sont intéressés à la fissuration multiple utilisaient dans la majorité des cas la méthode de répliques de surface [Magnin *et al.*, 1985; Hoshide et Socie, 1988; Chauvot et Sester, 2000]. Cette technique, qui consiste à réaliser des empreintes en utilisant un matériau polymère, permet d'avoir des résolutions spatiales très fines. Elle permet ainsi de s'intéresser aux tous premiers stades de l'amorçage. Ces répliques sont actuellement utilisées pour des études à la fois à très faible échelle comme pour de l'observation par microscopie à force atomique (AFM) des phénomènes précurseurs à l'amorçage de la fissure dans un grain et à plus grande échelle pour évaluer la densité de fissures qui s'amorcent en surface d'échantillon (nombre de fissures par unité de surface). Cette technique possède plusieurs inconvénients liés à la difficulté technique pour la mettre en œuvre (contact obligatoire avec l'éprouvette, risque de déchirement, ...) ou encore au temps de prise de l'empreinte pendant un essai, ce qui peut conduire

au fluage de certains matériaux lorsque l'empreinte est prise sous charge pour favoriser l'ouverture des fissures. Cette méthode nécessite également une phase de post-traitement très importante. Il faut généralement préparer la réplique (découpe, collage, métallisation), l'observer par microscopie (optique ou électronique), puis enfin compter et mesurer les différentes fissures détectées. Si cette méthode permet d'obtenir une résolution parfois exceptionnelle (≈ 10 nm), son utilisation reste délicate et longue.

Voilà pourquoi certains auteurs ont plutôt recours à une observation des phénomènes de surface [Man *et al.*, 2002] directement sur les éprouvettes quitte à les sacrifier pour pouvoir les installer dans des appareils de mesure fine (AFM). Pour détecter des singularités à une échelle plus importante comme des amorces de fissures par exemple, il est également possible de s'affranchir des répliques en plaçant un microscope optique en face de l'éprouvette montée sur la machine d'essai [Polak et Zezulka, 2005]. La fissuration est également détectable par CIN du fait de l'impact de la présence des fissures sur les champs mesurés (déplacement, déformation ou résidu). Comme nous l'avons déjà évoqué, la CIN permet en effet de détecter des phénomènes de localisation de la déformation [Wattrisse *et al.*, 2001; Besnard *et al.*, 2006] y compris à l'échelle d'une microstructure [Hériprié *et al.*, 2007; El Bartali *et al.*, 2008; Lebon *et al.*, 2010] et la présence d'une fissure peut ainsi être perçue comme une localisation extrême de cette déformation. Dans le cas de l'observation directe d'images prises successivement lors d'un essai, les fissures ne peuvent être détectées que lorsque leur ouverture est supérieure à la taille du pixel de l'image. Or dans le cas de la CIN, les méthodes de calcul utilisent des algorithmes sub-pixels ce qui permet de détecter des fissures même lorsque leur ouverture est inférieure à la taille du pixel.

La méthode originale de détection des fissures développée dans la suite de ce chapitre ne nécessite quant à elle que l'utilisation d'un Appareil Photo Numérique (APN) Reflex muni d'un objectif macrographique. La mesure se fait à distance (donc sans contact avec l'éprouvette), le temps de mesure est très court (il correspond au temps de prise d'une image (< 1 s)) et le traitement des images par CIN est extrêmement rapide. Enfin, il n'y a aucune étape de post-traitement. Par contre, au prix d'une zone d'observation importante (> 20 mm²), la résolution est largement inférieure (1 pixel = 3,2 μ m) à celle obtenue par la méthode des répliques présentée précédemment mais permet de détecter les fissures lorsque leur ouverture est inférieure à la taille d'un pixel. Les méthodes de détection par CIN présentées ici constituent plus une solution complémentaire qu'une alternative à l'utilisation des méthodes plus classiques et notamment celle des répliques de surface. Néanmoins, cette limite sur la résolution obtenue est principalement liée à la définition du capteur de l'APN utilisé (12 Mpixels). L'utilisation d'un système optique possédant un capteur ayant une définition bien supérieure permettrait d'obtenir pour la même surface d'étude une résolution plus importante voire proche de celle obtenue par réplique de surface.

La méthode de CIN a récemment été utilisée à partir d'images issues de microscopie optique pour suivre les phénomènes précurseurs de la formation des microfissures à une échelle très fine [El Bartali *et al.*, 2008] avec le même code de corrélation que celui utilisé ici. Néanmoins, la zone alors observée est très réduite puisqu'il s'agit seulement de quelques grains. Il est donc impossible de suivre l'amorçage de plusieurs fissures. De

manière à obtenir une zone d'observation plus importante, certains auteurs ont utilisé un Microscope Longue Distance (MLD) [Sutton *et al.*, 1999; Malésys, 2007]. Malheureusement le fait de ne pas observer toute la zone d'amorçage ne permet pas de suivre la totalité des amorçages voire la propagation de la fissure macroscopique. C'est pourquoi, pour notre étude, nous utilisons un APN avec un objectif macrographique qui permet l'observation d'une surface de plusieurs dizaines de millimètres carrés en conservant une définition importante ($2000 \times 1500 \text{ pixels}^2$).

Lors de la thèse, la détection des microfissures est réalisée par l'utilisation de deux codes de CIN. Une première méthode consiste à utiliser le code de CIN existant, CORRELI^{Q4} (CIN-Q4) développé au LMT Cachan [Besnard *et al.*, 2006]. Cette méthode a déjà été utilisée pour mettre en évidence le phénomène de multiamorçage en fatigue par Malésys [2007] (cf. Figure 1.1). Néanmoins, cette technique demande une phase de post-traitement des champs de déplacement mesurés afin de compter et estimer la longueur des fissures. Cette phase de post-traitement ainsi que les calculs de CIN sont assez longs. Une deuxième méthode de CIN Dédiée à la Détection des Microfissures (CIN-DDM) et à la quantification des fissures a donc été développée pendant cette thèse.

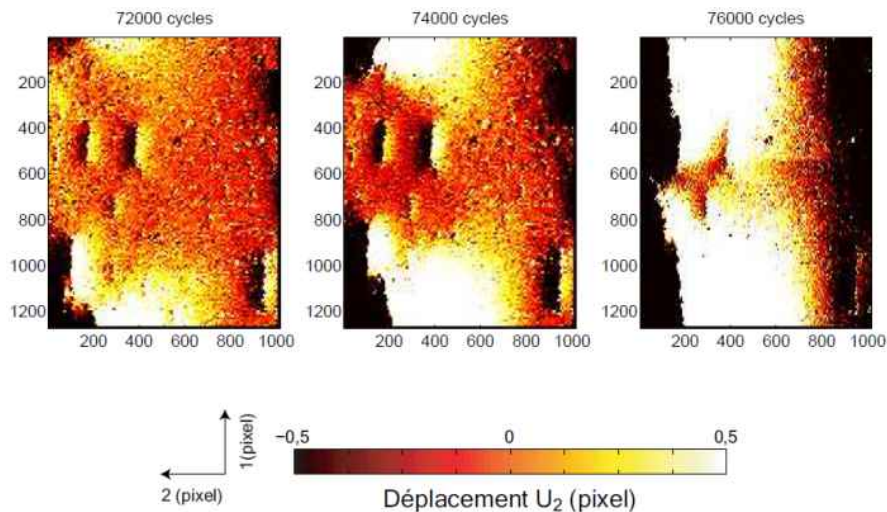


Figure 1.1 : Détection de la multifissuration par CIN-Q4 lors d'un essai de fatigue [Malésys, 2007]. Champs de déplacement longitudinal (exprimé en pixel, $1 \text{ pixel} = 2 \times 2 \mu\text{m}^2$).

1.2 Stratégies de détection utilisées

La donnée de départ de tout calcul de CIN est une paire d'images. La première correspond à une image prise dans la configuration de référence, on l'appelle image de référence. La seconde est appelée image déformée, elle est prise pendant la sollicitation de l'éprouvette, elle présente généralement une déformation non nulle. Dans notre cas, en plus de présenter une déformation non nulle, elle peut contenir plusieurs microfissures qui

se sont amorcées au cours de l'essai. Ainsi, la deuxième image est une image déformée et "endommagée".

L'objectif est ici de quantifier au cours de l'essai cet état de multifissuration du matériau. Pour cela les deux méthodes de CIN utilisées sont basées sur une approche globale [Roux *et al.*, 2002; Wagne *et al.*, 2002; Besnard *et al.*, 2006; Roux et Hild, 2006]; le code de détection automatique (CIN-DDM) comportant pour sa part une étape de calcul local supplémentaire. La première étape du code de détection automatique, bien que basée sur une approche globale, est rapide car on ne cherche à déterminer que peu de degrés de liberté (ddl). Elle permet de déterminer les champs de déplacement dus aux mouvements de corps rigide ou aux déformations homogènes de l'éprouvette sans se soucier de son état d'endommagement. L'approche locale qui suit cette première étape teste à chaque pixel le gain sur le résidu de corrélation lié à la présence du champ de déplacement caractéristique d'une microfissure. Ainsi, cette deuxième étape permet de mesurer l'état d'endommagement par multifissuration que l'on peut détecter entre l'image de référence et l'image déformée une fois cette dernière corrigée par la mesure de déformation moyenne réalisée lors de la première étape de la méthode. Cette méthode originale de détection automatique de microfissures a fait l'objet d'un article [Rupil *et al.*, 2011a].

Le code de corrélation d'images CIN-Q4 est également basé sur une approche globale mais pour laquelle le nombre de ddl est bien plus important. Ce code n'est en effet pas dédié à la détection de fissures et doit au contraire permettre de mesurer n'importe quelle forme de champ de déformation a priori. Dans le cas de l'application de ce code à la recherche du champ de déplacement particulier entourant une fissure de petite dimension, il est nécessaire d'utiliser une discrétisation spatiale très fine, d'où des coûts de calcul importants lorsque l'on traite de grandes tailles d'images.

L'approche globale utilisée dans la CIN-Q4 et la première étape de la CIN-DDM est décrite dans la deuxième partie de ce chapitre. L'approche locale de la détection automatique de fissures particulière à la CIN-DDM est décrite dans la troisième partie. La quatrième partie présente des exemples d'applications pratiques des deux méthodes et compare les résultats obtenus. Enfin la dernière partie permet de conclure sur l'apport de la CIN pour la détection de la multifissuration en fatigue.

2 Principe de l'approche globale de CIN

Désignons \mathbf{x} les coordonnées 2D d'un point tel que, $\mathbf{x} = (x, y)$ dans la région d'étude appelée classiquement ROI (Region of Interest) et $f(\mathbf{x})$ l'image de référence comme la valeur discrète du niveau de gris de chaque pixel de l'image. Partant de l'hypothèse que l'on a une conservation des niveaux de gris durant le mouvement, l'image déformée $g(\mathbf{x})$ correspond alors à l'image de référence $f(\mathbf{x})$ "advectionnée" par le champ de déplacement local $\mathbf{U}(\mathbf{x})$. On a donc

$$f(\mathbf{x}) = g(\mathbf{x} + \mathbf{U}(\mathbf{x})) \quad (1.1)$$

Une approche de CIN permet de mesurer le champ de déplacement $\mathbf{U}(\mathbf{x})$, à travers sa décomposition sur une base de fonctions $\Phi_n(\mathbf{x})$

$$\mathbf{U}(\mathbf{x}) = \sum_n a_n^0 \Phi_n(\mathbf{x}) \quad (1.2)$$

où a_n^0 correspond aux inconnues du problème. L'image déformée $g(\mathbf{x})$ peut être corrigée par n'importe quel champ $\mathbf{V}(\mathbf{x})$, permettant ainsi de définir l'image déformée corrigée $\hat{h}(\mathbf{x}) \equiv g(\mathbf{x} + \mathbf{V}(\mathbf{x}))$, telle que f et \hat{h} coïncident après convergence du champ \mathbf{V} tel que $\mathbf{V} = \mathbf{U}$. L'algorithme de CIN consiste alors en un schéma itératif permettant d'arriver à la meilleure estimation \mathbf{V} de \mathbf{U} et ce tel que f et \hat{h} correspondent au mieux. Cette correspondance est définie au sens des moindres carrés tel que le résidu global

$$R_0^2 = \int_{\text{ROI}} [\hat{h}(\mathbf{x}) - f(\mathbf{x})]^2 d\mathbf{x} \quad (1.3)$$

soit minimisé par rapport aux degrés de libertés a_n^0 . Le fait de minimiser par rapport au résidu global est un des principes de base de l'approche dite "globale". Les approches locales quant à elles, cherchent une minimisation du résidu sur une zone restreinte (image) définie par l'utilisateur.

Les étapes de correction de l'image déformée étant non linéaires, la procédure est itérative. Ainsi, le champ de déplacement $\mathbf{V}^{(p)}$ au pas de calcul p est progressivement ajusté jusqu'à atteindre la convergence souhaitée. L'image déformée corrigée au pas de calcul p est notée $\hat{h}^{(p)}(\mathbf{x})$. En utilisant un développement de Taylor au premier ordre pour $\hat{h}^{(p-1)}(\mathbf{x})$, et en notant γ le gradient de l'image, $\gamma \equiv \nabla f$, alors l'estimation de $\hat{h}^{(p)}$ s'écrit

$$\hat{h}^{(p)}(\mathbf{x}) \approx \hat{h}^{(p-1)}(\mathbf{x}) + \delta \mathbf{V}^{(p)}(\mathbf{x}) \cdot \gamma(\mathbf{x}) \quad (1.4)$$

où le champ de déplacement $\delta \mathbf{V}^{(p)}$ est la correction à appliquer à l'estimation courante $\mathbf{V}^{(p-1)}$. Etant donné que $\mathbf{V}^{(p-1)}$ et $\delta \mathbf{V}^{(p)}$ sont décomposés sur la base Φ_n , la minimisation du résidu conduit alors au système linéaire suivant [Roux et Hild, 2006]

$$\mathbf{M} \cdot \delta \mathbf{a}^{(p)} = \mathbf{b}^{(p)} \quad (1.5)$$

avec

$$M_{ij} = \int_{\text{ROI}} [\Phi_i(\mathbf{x}) \cdot \gamma(\mathbf{x})][\Phi_j(\mathbf{x}) \cdot \gamma(\mathbf{x})] d\mathbf{x} \quad (1.6)$$

et

$$b_i^{(p)} = \int_{\text{ROI}} [\Phi_i(\mathbf{x}) \cdot \gamma(\mathbf{x})] [f(\mathbf{x}) - \hat{h}^{(p-1)}(\mathbf{x})] d\mathbf{x} \quad (1.7)$$

Le vecteur $\delta \mathbf{a}^{(p)}$ représente la correction à l'estimation courante des composantes $\mathbf{a}^{(p)}$ du champ de déplacement U tel que

$$\mathbf{a}^{(p+1)} = \mathbf{a}^{(p)} + \delta \mathbf{a}^{(p)} \quad (1.8)$$

Avec cette nouvelle détermination du champ de déplacement, une image corrigée mise à jour peut être calculée. Ceci décrit une boucle d'itération de l'algorithme. La convergence souhaitée est atteinte lorsque le résidu de corrélation global R_0 est stabilisé. Cette approche peut être menée avec n'importe quelle base de fonctions. C'est sur ce point que se fait la différence principale entre la première étape de la CIN-DDM et la CIN-Q4.

Dans le cas de la CIN-DDM, l'objectif est de corriger l'image en enlevant les mouvements de corps rigide et les déformations homogènes. La base de fonctions de déplacement est alors composée de 6 champs pour lesquelles on cherche 6 degrés de liberté : les 2 translations suivant x et suivant y , la rotation dans le plan ainsi que les 3 déformations homogènes ϵ_{xx} , ϵ_{yy} et ϵ_{xy} .

Dans l'approche CIN-Q4, l'objectif est de pouvoir mesurer un champ de déformation hétérogène. Pour cela, la zone est maillée par des éléments finis 2D de même type que pour un calcul classique par la méthode des éléments finis (EF). La décomposition du champ de déplacement est alors réalisée sur une base de fonctions de forme EF Q4 (quadrilatères à 4 noeuds, formant un maillage régulier de carrés avec des fonctions de forme bilinéaires). Comme dans le cas d'une résolution d'un problème EF, les inconnues a_n^0 correspondent aux déplacements aux noeuds, et la base de fonctions Φ_n à la base des fonctions de forme.

Le nombre de degrés de liberté dépend du nombre d'éléments et de la taille de la ROI. Ainsi dans le cas des travaux de Malésys [2007], les éléments étaient de taille 8×8 pixels, ce qui correspond à un nombre d'éléments de l'ordre de 16 000. Sachant que par noeud, il y a 2 inconnues correspondant aux déplacements dans le plan, on obtient 32 000 ddl environ. Dans notre cas où la ROI est plus grande et les calculs sont réalisés avec des éléments de 4×4 pixels, le nombre de ddl est de l'ordre de 300 000. On peut noter que pour la première étape de la CIN-DDM, il n'y a en fait qu'un seul élément dans la ROI et 6 ddl.

Un des principaux avantages de la CIN-Q4 est la faible incertitude des mesures de champs qui est obtenue par rapport aux approches locales [Besnard *et al.*, 2006] mais également l'aspect générique qui la rend utilisable pour de nombreux cas d'applications. Un des inconvénients est le temps de calcul très important lorsque le nombre de ddl devient important ainsi que la nécessité de post-traiter les résultats pour quantifier la multifissuration. On notera que l'utilisation de GPU permet de diminuer de manière très importante ces temps de calcul. Ils sont actuellement en cours de validation [Leclerc *et al.*, 2009].

3 Détection automatique de microfissures par CIN

La seconde étape de la procédure CIN-DDM est une “analyse de sensibilité”, c’est-à-dire qu’un ddl supplémentaire est ajouté. Ce ddl correspond à la présence d’une microfissure. L’influence de la fonction supplémentaire sur le champ de déplacement est évaluée à chaque pixel. Comparé à un calcul de CIN global, il s’agit d’un problème plus simple puisqu’un seul degré de liberté est pris en compte. De plus, une seule itération est calculée de manière que la détection de fissure soit rapide. Néanmoins, un très grand nombre de valeurs de ce ddl sera considéré. Comme la position et la taille de la microfissure ne sont pas connues, toutes les positions possibles (correspondant à chaque pixel de la ROI) ainsi que plusieurs longueurs seront testées. Cela explique pourquoi il n’est pas envisageable de résoudre le problème de manière précise en itérant. Il s’agit ici de chercher le gain initial sur le résidu (une seule itération) lié à la prise en compte d’un champ de déplacement de référence additionnel. Une deuxième itération permettrait d’affiner la qualité de la quantification des fissures détectées mais devrait avoir peu d’impact sur la détection binaire de type présence ou non présence de fissure. La partie qui suit présente le cadre général de l’analyse de sensibilité. Puis une simplification est proposée et enfin une procédure de scan par Transformée de Fourier Rapide est présentée afin de détecter la présence de fissures de manière extrêmement rapide.

3.1 Analyse de sensibilité

L’analyse de sensibilité consiste à enrichir la base cinématique $\Phi_n(\mathbf{x})$, $1 \leq n \leq N$, avec une fonction test additionnelle $\Phi_{N+1}(\mathbf{x}) = \Psi(\mathbf{x})$. De plus, on suppose que l’image déformée g a été corrigée par les 6 premiers degrés de libertés obtenus à l’étape précédente (CIN globale).

Comme pour l’analyse globale, la minimisation du système enrichi consiste à résoudre le système suivant

$$\begin{bmatrix} \mathbf{M} & \mathbf{N} \\ \mathbf{N}^t & P \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta \mathbf{a} \\ \chi \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \mathbf{0} \\ c \end{Bmatrix} \quad (1.9)$$

où

$$\begin{aligned} N_i &= \int [\Phi_i(\mathbf{x}) \cdot \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})][\Psi(\mathbf{x}) \cdot \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \\ P &= \int [\Psi(\mathbf{x}) \cdot \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})]^2 \, d\mathbf{x} \\ c &= \int [\Psi(\mathbf{x}) \cdot \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})][f(\mathbf{x}) - \hat{h}(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \end{aligned} \quad (1.10)$$

Il est à noter que les premières composantes du second membre sont quasiment nulles étant donné que l’image déformée est, par hypothèse, déjà corrigée par l’étape de calcul global et ce tel que si χ est nul alors $\delta \mathbf{a} = \mathbf{0}$. En résolvant ce système, on obtient

$$\begin{aligned} \delta \mathbf{a} &= -\frac{c \mathbf{M}^{-1} \mathbf{N}}{P - \mathbf{N}^t \mathbf{M}^{-1} \mathbf{N}} \\ \chi &= \frac{c}{P - \mathbf{N}^t \mathbf{M}^{-1} \mathbf{N}} \end{aligned} \quad (1.11)$$

Le résidu minimisé (approximé par l'hypothèse de linéarité) devient

$$R^2 = \frac{c^2}{2[P - \mathbf{N}^t \mathbf{M}^{-1} \mathbf{N}]} \quad (1.12)$$

et donc le gain sur le résidu obtenu par l'unique itération réalisée peut s'écrire simplement

$$G = R^2 = \frac{c\chi}{2} \quad (1.13)$$

Les équations précédentes donnent l'amplitude liée au degré de liberté additionnel χ pour chaque pixel de l'image ainsi que la modification des degrés de libertés initiaux a et le gain sur le résidu G réalisé par l'ajout de la fonction additionnelle.

3.2 Simplification du calcul

Le degré de liberté supplémentaire correspond à l'amplitude du champ de déplacement induit par la présence d'une microfissure dans l'image. Ce champ est donc très local en comparaison du calcul global pour lequel les champs de déplacement correspondent à la région d'étude complète. Cette fonction d'enrichissement est complètement découplée des premières fonctions. De façon plus générale, le découplage est attendu si Ψ est orthogonal à la base de fonctions initiale, *i.e.*, $\int \Psi(\mathbf{x}) \cdot \Phi_i(\mathbf{x}) d\mathbf{x} = 0$. Dans ce cas on a

$$|P| \gg |\mathbf{N}^t \mathbf{M}^{-1} \mathbf{N}| \quad (1.14)$$

Cette analyse permet d'obtenir une version simplifiée du calcul des grandeurs d'intérêt χ et G qui peuvent alors s'écrire

$$\begin{aligned} \chi &= \frac{c}{P} \\ G &= \frac{c^2}{2P} \end{aligned} \quad (1.15)$$

et finalement les quantités c et P sont les deux seules nouvelles quantités à calculer par rapport au premier calcul.

3.3 Optimisation de la vitesse d'analyse par transformée de Fourier rapide

Dans toute la stratégie de détection, le champ enrichi est local mais sa forme est la même pour toutes les positions possibles des centres des microfissures ξ . De plus, le fait de modifier la longueur de la microfissure L correspond à un simple changement d'échelle de la fonction test de référence. En conséquence, désormais la fonction Ψ désigne la fonction d'enrichissement (ou fonction test de référence) correspondant à une microfissure centrée à l'origine, avec une longueur unitaire et une amplitude également unitaire. Finalement, ce champ s'écrit $\Psi((\mathbf{x} - \xi)/L)$ pour toute position ξ de la fenêtre et une longueur L de microfissure.

Les deux quantités P et c sont réécrites de la manière suivante

$$P(\boldsymbol{\xi}, L) = \int \left[\Psi \left(\frac{\mathbf{x} - \boldsymbol{\xi}}{L} \right) \otimes \Psi \left(\frac{\mathbf{x} - \boldsymbol{\xi}}{L} \right) \right] : [\boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x}) \otimes \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \quad (1.16)$$

et

$$c(\boldsymbol{\xi}, L) = \int \left[\Psi \left(\frac{\mathbf{x} - \boldsymbol{\xi}}{L} \right) \cdot \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x}) \right] [f(\mathbf{x}) - \hat{h}(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \quad (1.17)$$

Elles peuvent être évaluées en utilisant les transformées de Fourier, ce qui permet de scanner toutes les positions des centres $\boldsymbol{\xi}$ de manière efficace et rapide. Introduisons la transformée de Fourier $\widetilde{f}(\mathbf{k}) = \mathcal{F}[f](\mathbf{k}) = \int f(\mathbf{x}) \exp(-i\mathbf{k}\mathbf{x}) \, d\mathbf{x}$, le changement de variable

$$\mathbf{X} = \frac{\mathbf{x} - \boldsymbol{\xi}}{L} \quad (1.18)$$

et les notations suivantes

$$\begin{aligned} \boldsymbol{\lambda}(\mathbf{x}) &\equiv \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x})[f(\mathbf{x}) - \hat{h}(\mathbf{x})] \\ \boldsymbol{\Psi}_s(\mathbf{x}) &\equiv \boldsymbol{\Psi}(\mathbf{x}) \otimes \boldsymbol{\Psi}(\mathbf{x}) \\ \boldsymbol{\gamma}_s(\mathbf{x}) &\equiv \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x}) \otimes \boldsymbol{\gamma}(\mathbf{x}) \end{aligned} \quad (1.19)$$

Dans l'espace de Fourier, P et c deviennent

$$\begin{aligned} \widetilde{P}(\mathbf{k}, L) &= \iint \boldsymbol{\Psi}_s(\mathbf{X}) \boldsymbol{\gamma}_s(\mathbf{x}) \exp[-i\mathbf{k}\boldsymbol{\xi}] \, d\boldsymbol{\xi} \, d\mathbf{x} \\ \widetilde{P}(\mathbf{k}, L) &= \iint \boldsymbol{\Psi}_s(\mathbf{X}) \boldsymbol{\gamma}_s(\mathbf{x}) \exp[-i\mathbf{k}\frac{L}{L}(\boldsymbol{\xi} - \mathbf{x})] \exp[-i\mathbf{k}\mathbf{x}] \, d\boldsymbol{\xi} \, d\mathbf{x} \\ \widetilde{P}(\mathbf{k}, L) &= \iint -\boldsymbol{\Psi}_s(\mathbf{X}) \exp[i\mathbf{k}L\mathbf{X}] \boldsymbol{\gamma}_s(\mathbf{x}) \exp[-i\mathbf{k}\mathbf{x}] \, L \, d\mathbf{x} \, d\mathbf{X} \\ \widetilde{P}(\mathbf{k}, L) &= -L \int \boldsymbol{\Psi}_s(\mathbf{X}) \exp[i\mathbf{k}L\mathbf{X}] \, d\mathbf{X} \cdot \int \boldsymbol{\gamma}_s(\mathbf{x}) \exp[-i\mathbf{k}\mathbf{x}] \, d\mathbf{x} \end{aligned} \quad (1.20)$$

de simples produits

$$\begin{aligned} \widetilde{P}(\mathbf{k}, L) &= -L \widetilde{\boldsymbol{\Psi}_s}(-\mathbf{k}L) : \widetilde{\boldsymbol{\gamma}_s}(\mathbf{k}) \\ \widetilde{c}(\mathbf{k}, L) &= -L \widetilde{\boldsymbol{\Psi}}(-\mathbf{k}L) \cdot \widetilde{\boldsymbol{\lambda}}(\mathbf{k}) \end{aligned} \quad (1.21)$$

et finalement

$$\begin{aligned} \chi(\boldsymbol{\xi}, L) &= \frac{\mathcal{F}^{-1} \left[\mathcal{T}_L[\overline{\mathcal{F}[\boldsymbol{\Psi}}]}] \mathcal{F}[\boldsymbol{\lambda}] \right]}{\mathcal{F}^{-1} \left[\mathcal{T}_L[\overline{\mathcal{F}[\boldsymbol{\Psi}_s]}] : \mathcal{F}[\boldsymbol{\gamma}_s] \right]} \\ G(\boldsymbol{\xi}, L) &= -\frac{L \left(\mathcal{F}^{-1} \left[\mathcal{T}_L[\overline{\mathcal{F}[\boldsymbol{\Psi}}]}] \cdot \mathcal{F}[\boldsymbol{\lambda}] \right] \right)^2}{2 \mathcal{F}^{-1} \left[\mathcal{T}_L[\overline{\mathcal{F}[\boldsymbol{\Psi}_s]}] : \mathcal{F}[\boldsymbol{\gamma}_s] \right]} \end{aligned} \quad (1.22)$$

où \mathcal{F} , \mathcal{F}^{-1} , \mathcal{T}_L correspondent respectivement à la transformée de Fourier, la transformée inverse, et l'opérateur d'échelle. Finalement les deux champs d'inconnues χ et G sont calculés pour toutes les positions de centre possibles $\boldsymbol{\xi}$ et toutes les longueurs L en utilisant les transformées de Fourier. Cette procédure se révèle être extrêmement rapide et permet notamment de scanner tous les pixels de la zone étudiée.

3.4 Implémentation et application pratique

La partie précédente a présenté le cadre général de la méthode de détection. Celle-ci peut être utilisée quel que soit le champ test Ψ choisi. Il serait donc envisageable d'utiliser cette méthode pour détecter d'autres objets que des microfissures dont la présence a un impact local sur le champ de déplacement et dont la forme générale de ce champ est connue. Cette partie présente l'implémentation pratique de la méthode en décrivant notamment le choix du champ test de référence Ψ utilisé ainsi que l'algorithme itératif permettant de détecter et quantifier une ou plusieurs microfissures.

3.4.1 Description du champ test utilisé

Il est rappelé que Ψ est le champ de déplacement de référence pour une microfissure centrée à l'origine, de longueur et d'amplitude unitaires. Le choix d'utiliser un champ de déplacement test unique pour détecter les microfissures est une hypothèse simplificatrice étant donné que la forme, l'orientation et la profondeur des microfissures peuvent être très différentes. Néanmoins, cette hypothèse ne semble pas poser de problème pour la bonne détection des fissures. En effet toutes les fissures ont un impact quasi similaire sur le champ de déplacement (la forme globale du champ de déplacement entourant une fissure ne changeant que peu).

Néanmoins, cela a plus d'impact sur la quantification des grandeurs caractéristiques des fissures (longueurs et ouvertures). Cet aspect est abordé dans la partie 4.2.2. Si le champ test ne correspond pas parfaitement au champ réel alors l'évaluation de ces quantités sera forcément erronée.

Une autre hypothèse importante est l'orientation des fissures. Dans le cas des fissures très courtes, elles s'orientent dans la direction de la contrainte de cisaillement maximum (ce qui correspond au stade I de la propagation [Forsyth, 1961]). Dans le cas présent, seules les fissures orientées en mode I (stade II de la propagation) sont détectées. Un unique champ test Ψ est utilisé et de plus seule sa composante suivant la direction de chargement est considérée. En effet, la fissure étant orientée perpendiculairement à la direction de chargement, le champ de déplacement n'est affecté principalement que dans la direction de chargement.

L'amplitude de ce champ de déplacement dans la direction perpendiculaire aux lèvres de la fissure correspond en fait à un champ d'ouverture de fissure. L'ouverture de la fissure (dont le champ correspond au champ de référence) vaut alors le double de l'amplitude χ . On peut donc constater que le calcul de l'amplitude revient à calculer la demi-ouverture de fissure théorique.

Une approximation de ce champ test peut être obtenue à l'aide d'une simulation élastique utilisant un code de calcul aux éléments finis (Figure 1.2). Ce type de calcul ne peut aboutir qu'à une approximation du champ de déplacement induit par la fissure vu que le matériau utilisé et décrit par la suite dans le chapitre 2 a un comportement élastoplastique (même pour des chargements de faibles amplitudes). De plus, la forme en profondeur (ou rapport de forme) des différentes microfissures amorcées n'est pas connue et sans doute assez dispersée. Plusieurs calculs élastiques avec différents rapports de formes e

($e = 2d/L$ où d est la profondeur de la fissure) ont été menés. La longueur pour les simulations est constante ($L = 400 \mu\text{m}$) et la profondeur varie de telle manière que le rapport de forme de la fissure e varie de 0,25 à 2.

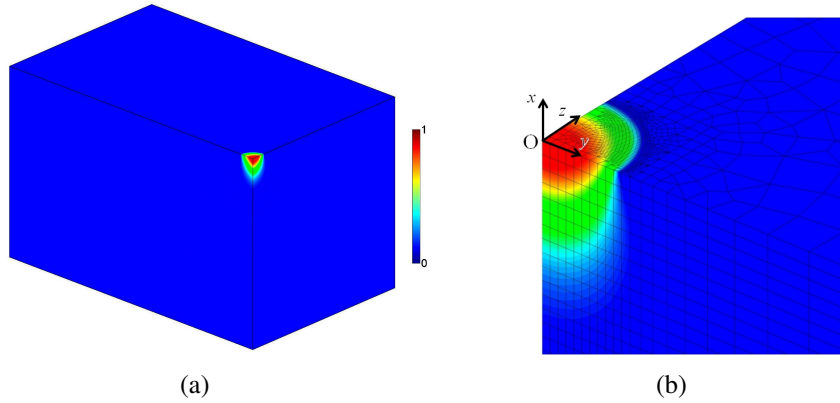


Figure 1.2 : (a) Géométrie (1/2 longueur de fissure : $200 \mu\text{m}$, profondeur : $200 \mu\text{m}$, profondeur totale : 4 mm , longueur totale : $2,5 \text{ mm}$, hauteur totale : $2,5 \text{ mm}$). (b) Champ de déplacement normé le long de la direction normale aux lèvres de la fissure obtenu pour $e = 1$ et zoomé sur la zone fissurée, 73 600 éléments finis sont utilisés.

Les conditions de symétrie sont imposées sur le plan horizontal de la fissure ($0, y, z$) (sauf sur la surface fissurée), sur le plan vertical ($0, x, z$) perpendiculaire à la longueur de la fissure et qui coupe le plan horizontal au centre O . Enfin, sur le plan vertical parallèle au plan (O, x, y) (également perpendiculaire au plan de la fissure) localisé à 4 mm sous la fissure dans la direction z .

Une contrainte normale de compression de 200 MPa est imposé sur la surface de la fissure de manière à obtenir directement le champ de déplacement élastique qui se serait superposé au champ élastique homogène obtenu par une simulation d'un matériau non fissuré soumis à une contrainte de traction de 200 MPa . La géométrie, le maillage et le champ de déplacement U_x obtenu sont illustrés sur la Figure 1.2 pour un rapport de forme $e = 1$.

Les champs de déplacement obtenus avec les différents rapports de forme sont interpolés par la fonction suivante afin d'être par la suite implantés dans le code CIN-DDM

$$\Psi(x, y) = \Psi(x, y)\mathbf{e}_x = [\mathbf{H}(x) - 1/2] \max(\alpha, 0) \quad (1.23)$$

avec x la direction normale aux lèvres de la fissure, \mathbf{H} la fonction de Heaviside et

$$\alpha = \sqrt{a_1 + a_2 y^2} (a_3 + a_4 x + a_5 x^2) \exp[-a_6 |x|] (A - y^2) (B - x^2) \quad (1.24)$$

où $A = B = 1,5$ et $[a_1, \dots, a_6]$ sont des paramètres ajustables. Les différents champs de déplacement obtenus sont présentés sur la Figure 1.3.

Pour des rapports de forme e plus importants, la solution tend alors vers le cas élastique d'une fissure dans une plaque infinie. Dans ce cas, il est possible d'avoir une solution analytique du champ de déplacement entourant la fissure. Cette solution peut être

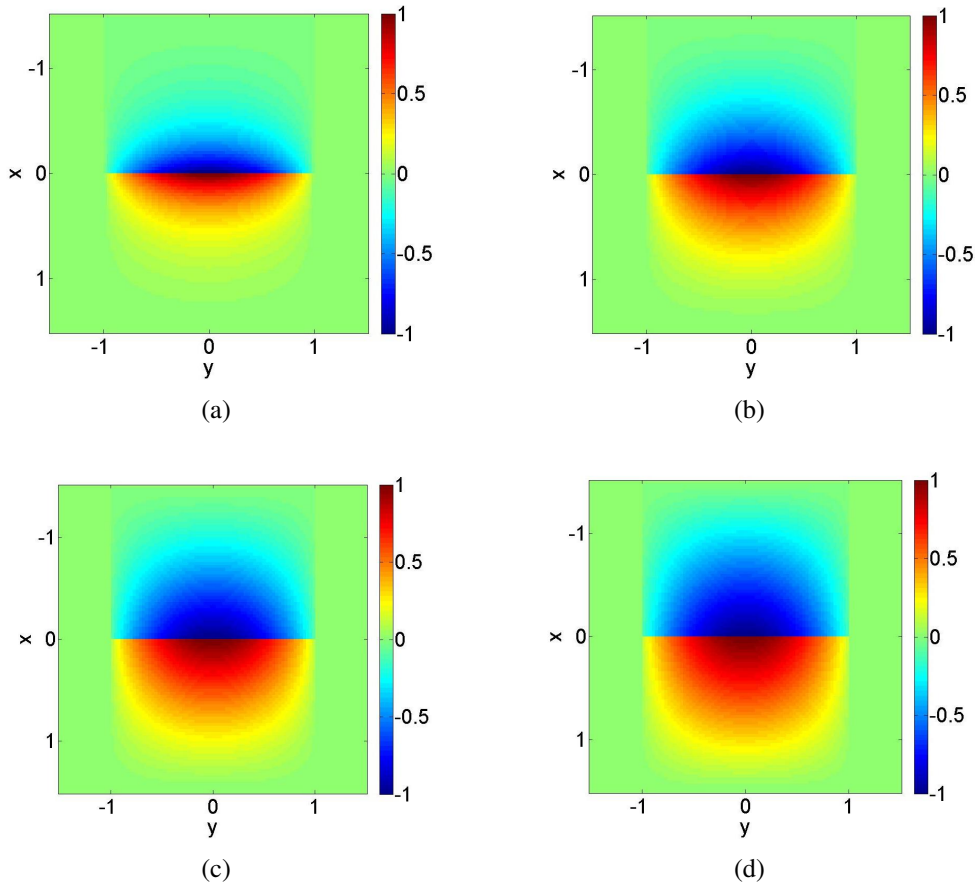


Figure 1.3 : Champ de déplacement (suivant la direction x) ajusté pour (a) $e = 0,25$, (b) $e = 0,5$, (c) $e = 1$, (d) $e = 2$.

obtenue à partir des potentiels de Kolossov-Muskhelishvili φ et ψ dans le plan complexe $\zeta = x + iy$ [Bui, 1978]

$$\varphi(\zeta) = \frac{\sigma}{2} [\sqrt{\zeta^2 - a^2} - z] \quad (1.25)$$

et

$$\psi(\zeta) = -\frac{\sigma a^2}{2\sqrt{\zeta^2 - a^2}} \quad (1.26)$$

avec

$$U_x + iU_y = \frac{1}{2\mu} [\kappa\varphi(\zeta) - \zeta\overline{\varphi'(\zeta)} - \overline{\psi(\zeta)}] \quad (1.27)$$

avec $a = L/2$ et sous hypothèse de contraintes planes

$$\kappa = \frac{3 - \nu}{1 + \nu} \quad (1.28)$$

où ν est le coefficient de Poisson et μ le coefficient de Lamé.

Pour une fissure semi-elliptique dans un massif 3D, le champ calculé normé est interpolé par la fonction définie par l'équation (1.23) pour un rapport de forme de 2. Le résultat est présenté sur la Figure 1.4. On peut constater que ce champ est finalement très proche de celui obtenu par simulation EF (Figure 1.3). Le fait de prendre un rapport de forme très important permet d'obtenir le champ le plus proche du cas élastoplastique correspondant à notre matériau réel. Toutefois, cela signifie aussi que les profondeurs de fissures obtenues seront complètement irréalistes (a priori supérieures aux profondeurs réelles). Ce champ peut être translaté aux positions possibles des centres des fissures $\xi = [x_c \ y_c]$ et mis à l'échelle correspondant à la longueur L de la fissure.

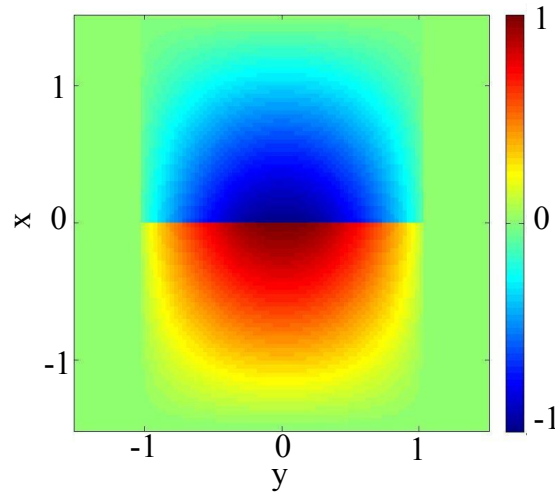


Figure 1.4 : Champ de déplacement élastique calculé analytiquement Ψ .

3.4.2 Quantification de la fissure

Le champ de gain résiduel donne directement la position des centres des fissures détectées. L'ouverture maximale est obtenue sur le champ d'amplitude pour les coordonnées identifiées. Seule la longueur de la fissure reste à identifier parmi toutes les longueurs testées.

En imaginant qu'une image ne contienne qu'une unique fissure avec une longueur L_0 connue au centre tel que $U_0(\mathbf{x}) = 0$, et

$$\hat{h} = g = f(\mathbf{x}) + U(\mathbf{x}, L_0) \cdot \gamma(\mathbf{x}) \quad (1.29)$$

alors

$$f(\mathbf{x}) - \hat{h}(\mathbf{x}) = U(\mathbf{x}, L_0) \cdot \gamma(\mathbf{x}) \quad (1.30)$$

Chaque champ test Ψ correspond à une longueur particulière L et

$$\Psi(\mathbf{x}, L) = U(\mathbf{x}, L) \cdot \gamma(\mathbf{x}) \quad (1.31)$$

d'où

$$P = \int [\Psi(\mathbf{x}, L)]^2 d\mathbf{x} \quad (1.32)$$

et

$$c = \int \Psi(\mathbf{x}, L)\Psi(\mathbf{x}, L_0) d\mathbf{x} \quad (1.33)$$

En définissant un produit scalaire entre deux champs de vecteurs \mathbf{a} et \mathbf{b} tel que

$$\mathbf{a} \bullet \mathbf{b} \equiv \int (\mathbf{a} \otimes \mathbf{b}) : (\boldsymbol{\gamma} \otimes \boldsymbol{\gamma}) d\mathbf{x} \quad (1.34)$$

sa valeur attendue sur la texture locale de l'image s'écrit

$$\langle \mathbf{a} \bullet \mathbf{b} \rangle = \langle \boldsymbol{\gamma}^2 \rangle \int \mathbf{a} \cdot \mathbf{b} d\mathbf{x} \quad (1.35)$$

où l'indépendance statistique du gradient de l'image locale $\boldsymbol{\gamma}$ et de la position des champs tests \mathbf{a} ou \mathbf{b} est utilisée. La valeur alors attendue pour c dépend de

$$\langle \mathbf{U}(L) \bullet \mathbf{U}(L_0) \rangle = \langle \boldsymbol{\gamma}^2 \rangle \int \mathbf{U}\left(\frac{\mathbf{x}}{L}, 1\right) \cdot \mathbf{U}\left(\frac{\mathbf{x}}{L_0}, 1\right) d\mathbf{x} \quad (1.36)$$

Introduisons le changement de variable suivant \mathbf{X}^* ,

$$\mathbf{X}^* = \frac{\mathbf{x}}{L} \quad (1.37)$$

qui nous permet de réécrire le produit scalaire de la façon suivante

$$\langle \mathbf{U}(L) \bullet \mathbf{U}(L_0) \rangle = \langle \boldsymbol{\gamma}^2 \rangle L \int \mathbf{U}(\mathbf{X}^*, 1) \cdot \mathbf{U}\left(\mathbf{X}^* \frac{L}{L_0}, 1\right) d\mathbf{X}^* \quad (1.38)$$

Soit $C(L/L_0)$ le produit de corrélation entre le champ de déplacement test ($\mathbf{U}(L)$) et le champ de déplacement connu ($\mathbf{U}(L_0)$)

$$C(L/L_0) = \int \mathbf{U}(\mathbf{X}^*, 1) \cdot \mathbf{U}\left(\mathbf{X}^* \frac{L}{L_0}, 1\right) d\mathbf{X}^* \quad (1.39)$$

C présente un maximum pour $L/L_0 = 1$. Finalement, on obtient

$$\langle G \rangle = \langle \boldsymbol{\gamma}^2 \rangle L \frac{C(L/L_0)^2}{2C(1)} \quad (1.40)$$

Le facteur L présent dans le terme de droite de l'équation (1.40) montre qu'il y a un biais dans le calcul du gain G lié à la longueur testée. Cet effet est dû à la dimension de la fonction test qui varie en fonction de la longueur. La recherche du gain maximum tend alors à surestimer la longueur L . Plutôt que d'utiliser les cartes de gain pour localiser les fissures, la variable

$$G_{norm} = \frac{G}{L} \quad (1.41)$$

est utilisée. L'étude de la carte de gain G_{norm} permet de localiser le centre de la fissure mais également de trouver la longueur $L = L_0$ de la fissure. Finalement la détection et la quantification de la fissure reviennent à chercher la valeur maximale du gain G_{norm} dans un espace à 3 dimensions ($\boldsymbol{\xi}$ et L).

3.4.3 Test numérique avec une fissure unique

Dans cette partie, les résultats sont présentés pour un cas synthétique dans lequel le champ de déplacement d'une microfissure est ajouté de manière artificielle dans la texture d'une image de référence. La Figure 1.5 présente la texture (obtenue par dépôt d'un mouchetis de peinture blanche sur la surface d'une éprouvette polie) de l'image de référence superposée au champ de déplacement numériquement appliqué. Cette opération permet d'obtenir une nouvelle image déformée par un champ le champ de déplacement d'une fissure théorique. L'objectif est de simuler numériquement la présence d'une fissure théorique dans une image réelle. Dans ce cas, les paramètres de la fissure sont connus : taille (50 pixels), ouverture (0,5 pixel) et position ($\xi=[750\ 750]$ pixels).

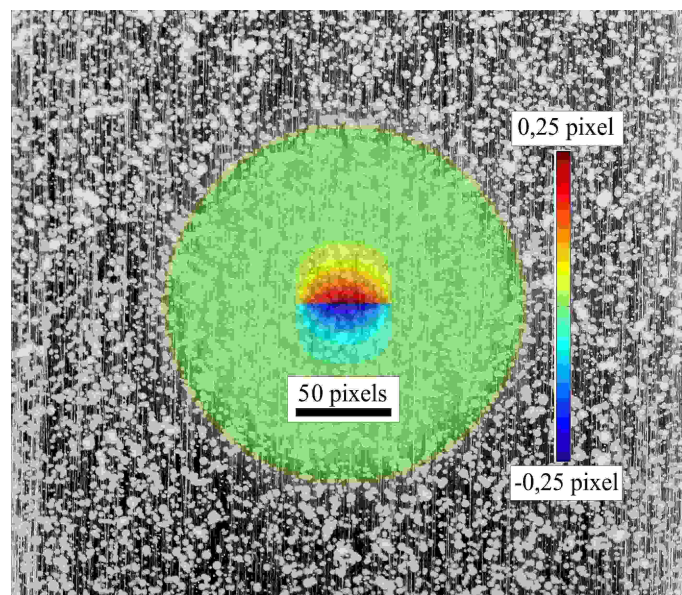


Figure 1.5 : Superposition d'une image de référence et du champ de déplacement correspondant à une microfissure avec les caractéristiques suivantes : $L = 50$ pixels, centre = $[750\ 750]$ pixels et ouverture maximale = 0,5 pixel.

L'image numériquement créée est alors utilisée comme image déformée dans le code de CIN-DDM. Les champs obtenus (amplitude et gain) sont présentés sur la Figure 1.6. Les deux champs présentent un pic au centre attendu de la fissure de coordonnées $[750\ 750]$ pixels. L'ouverture calculée (voir Figure 1.6(b)) pour les coordonnées du centre est évaluée à 0,48 pixel (à rapprocher de l'ouverture appliquée de 0,5 pixel). Enfin, la Figure 1.7 montre l'évolution en fonction de la longueur test L du gain calculé G_{norm} pour la position du centre de la fissure. Un pic est bien défini pour la longueur $L = 50$ pixels.

Un des objectifs de la méthode était la rapidité du calcul. Pour ce cas numérique, le temps de calcul sur PC portable standard est de 3 secondes pour une zone de 360×360 pixels et pour 20 longueurs testées. Ce temps de calcul est indépendant du nombre de fissures présentes dans l'image.

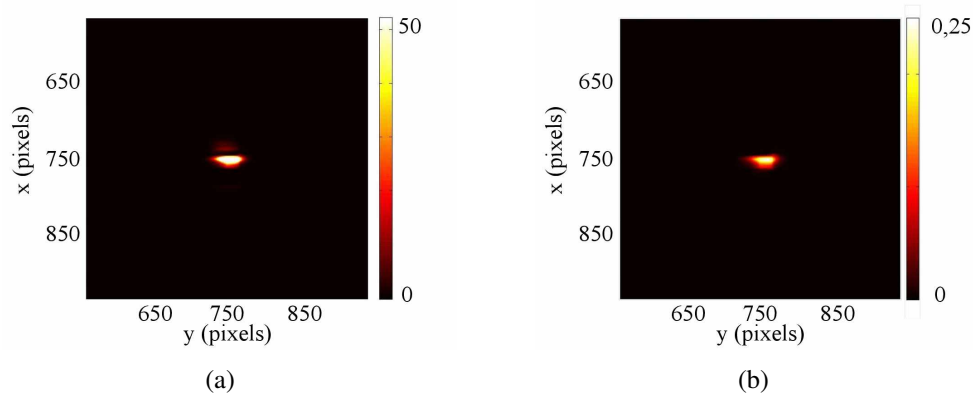


Figure 1.6 : (a) Carte de gain G_{norm} obtenu pour une longueur de 50 pixels. (b) Carte d'amplitude χ obtenue pour une longueur test de 50 pixels.

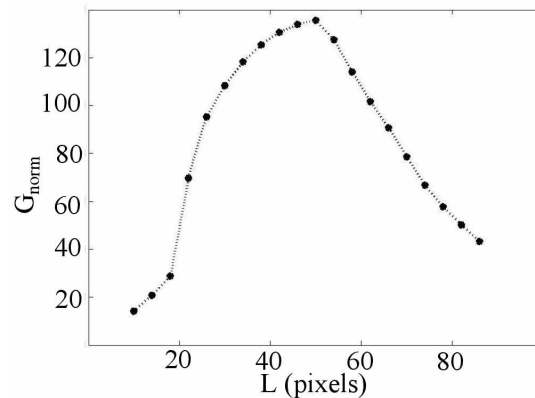


Figure 1.7 : Evolution de la valeur du gain G_{norm} pour les différentes longueurs testées (pour $x = y = 750$ pixels).

3.4.4 Cas de plusieurs fissures

Un algorithme complémentaire est développé dans le but de détecter l'amorçage multiple de fissures sur des images réelles. Ceci implique que de multiples maxima du gain sont recherchés. Pour l'instant seule la recherche d'un pic unique permettait de trouver la fissure. Or, si on réalise le calcul entre deux images sans fissure, le calcul par CIN-DDM trouvera quoi qu'il arrive un maximum local. Cela sera simplement dû à la présence inévitable de bruit de mesure. Deux solutions peuvent être envisagées. La première est de laisser l'utilisateur choisir si les résultats obtenus (notamment sur l'ouverture) traduisent la présence d'une fissure ou de bruit. Cette méthode, bien que critiquable, est envisageable pour la recherche d'une fissure unique dont on connaît déjà l'existence ou dans le cas de la détection de fissures très ouvertes pour lesquelles les niveaux d'ouverture sont largement supérieurs au bruit. Dans le cas de la recherche de plusieurs microfissures (de

faibles ouvertures), elle devient complètement inenvisageable puisque l'utilisateur devrait analyser tous les maxima locaux obtenus par le calcul (qui est réalisé à chaque pixel de l'image). La deuxième méthode consiste donc à utiliser des seuils de détection qui trient automatiquement les pics liés au bruit de ceux liés à la présence de microfissures. C'est cette deuxième solution qui est utilisée dans le code.

L'objectif est donc de mesurer le niveau de bruit afin d'obtenir des valeurs de seuils permettant de définir des critères de détection. Pour réaliser cela, la solution retenue est d'évaluer le niveau de bruit au début de l'essai lorsqu'aucune fissure n'a amorcé. Les résultats obtenus pour la détection au cours de l'essai seront comparés à ces résultats de début d'essai. Ceci implique l'hypothèse que le niveau de bruit reste constant pendant l'essai. Si cette hypothèse est quasiment vérifiée pour des textures classiques comme celle présentée précédemment (à base de mouchetis de peinture), elle l'est moins pour une texture naturelle par exemple. Dans le cas où la texture est obtenue par la microstructure du matériau, le niveau de bruit va évoluer pendant l'essai puisque des phénomènes de surface spécifiques à la fatigue vont apparaître (comme des bandes de glissement ou des macles).

Pour évaluer le niveau de bruit, un calcul est réalisé entre l'image de référence et plusieurs images prises au tout début de l'essai. Le résultat de ce calcul est un ensemble de champs d'amplitude χ et de gain G_{norm} . Pour chaque couple d'images, on obtient en effet autant de champs que de longueurs testées. Par exemple, si 3 images sont utilisées et 10 longueurs testées, alors 30 cartes de gain $G^0(\xi, L)$ et 30 cartes d'amplitude $\chi^0(\xi, L)$ sont obtenues. Parmi ces champs, il est possible de choisir différents types de critères de seuils. Il s'est révélé intéressant de combiner 2 seuils ; un premier sur le gain G_{norm} , et un second sur l'amplitude χ . Pour le premier, le champ complet est conservé mais une moyenne est réalisée sur les différentes images testées. Le deuxième critère sur l'amplitude donne un aspect plus quantitatif sur la résolution minimale détectable par la méthode pour chaque longueur testée. Ainsi pour chaque longueur, la valeur maximale $\chi^{max}(L)$ d'amplitude sur $\chi^0(\xi, L)$ est enregistrée. Dans le cas de l'exemple précédent où 3 images sont utilisées, on ne conservera que 10 champs correspondant à la moyenne sur les 3 images pour chaque longueur testée (10 longueurs en tout dans cet exemple) et 10 valeurs d'amplitudes. Comme l'amplitude correspond à la demi-ouverture, la valeur maximale est retenue, elle donne une estimation du seuil de détection en ouverture de la méthode. On peut ainsi définir

$$G_{seuil}(\xi, L) = \langle G^0(\xi, L) \rangle \quad (1.42)$$

et

$$\chi_{seuil}(L) = \max(\chi^{max}(L)) \quad (1.43)$$

où la moyenne $\langle \dots \rangle$ et l'opérateur "max" correspondent respectivement à la moyenne et à la valeur maximale sur les images considérées.

Lors d'un calcul de détection, il est maintenant possible pour chaque longueur testée de vérifier pour chaque pixel de l'image s'il est susceptible de traduire la présence d'un centre de microfissure. Pour cela une matrice binaire $M_{mask}(\xi, L)$ permet de trier les pixels

qui valident les critères choisis et les autres. Pour chaque pixel, le critère est validé si

$$G_{norm}(\xi, L) > K_1 G_{seuil}(\xi, L) \quad (1.44)$$

et

$$\chi(\xi, L) > K_2 \chi_{seuil}(L) \quad (1.45)$$

Dans les expressions précédentes, les variables K_1 et K_2 sont constantes et peuvent être modifiées afin d'ajuster la sensibilité de la procédure par l'utilisateur. Le gain utilisé pour la détection des fissures vaut alors

$$G_{norm}(\xi, L) = G_{norm}(\xi, L) \times M_{mask}(\xi, L) \quad (1.46)$$

Enfin, les pics restants non filtrés par la matrice binaire $M_{mask}(\xi, L)$ sont détectés comme une fissure dont la position, l'ouverture et la longueur sont estimées. Un masque de dimensions $x = L/2$ et $y = L$ est appliqué sur $G_{norm}(\xi, L)$ à l'endroit où la fissure est détectée afin de ne pas compter plusieurs fois la même fissure.

Lorsque toutes les valeurs de $G_{norm}(\xi, L)$ sont filtrées soit par le masque soit par le filtre $M_{mask}(\xi, L)$ alors l'algorithme de détection s'arrête. Il est possible d'avoir la liste des fissures détectées avec toutes leurs caractéristiques. Il est également possible de calculer un indice de confiance sur la détection en gain ou en amplitude. Ces indices correspondent au rapport entre la valeur mesurée (du gain ou de l'amplitude) et la valeur seuil au pixel et pour la longueur correspondante.

4 Exemple d'application des deux méthodes

Cette partie présente plusieurs cas d'applications pratiques. Le premier permet d'illustrer la détection par CIN-Q4 ainsi que par CIN-DDM lorsqu'un seul couple d'images est traité. Les exemples suivants présentent des applications lorsque plusieurs couples d'images sont traités. Il est ainsi possible de suivre l'évolution de l'endommagement soit en suivant l'état de multifissuration du matériau soit en suivant l'évolution de la taille de la fissure macroscopique.

4.1 Détection de fissures à partir de deux images

4.1.1 Images brutes de départ

Le protocole expérimental permettant d'obtenir les images utilisées pour traiter l'exemple sera développé plus en détail dans le chapitre 2. Les deux images utilisées (de référence et déformée) présentent une texture naturelle obtenue par observation directe de la microstructure du matériau (voir Figure 1.8).

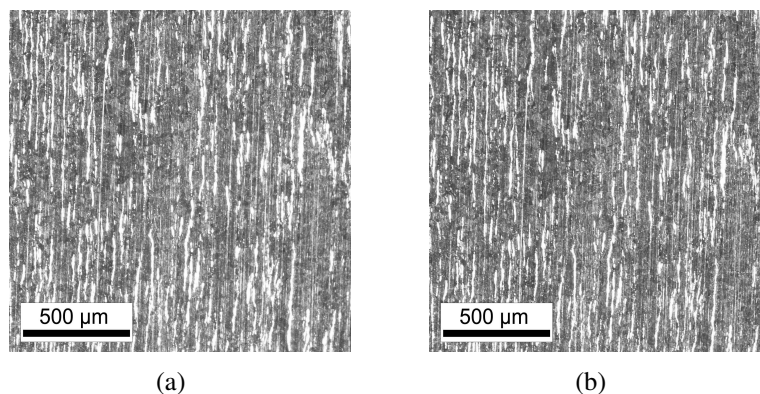


Figure 1.8 : (a) Image de référence. (b) Image déformée dont la texture est similaire à celle de l'image de référence mais le matériau a subi 120 000 cycles de chargement à ± 190 MPa.

Une première constatation sur ce couple d'images est que sans traitement par CIN, il est impossible d'évaluer le champ de déformation mais il est également impossible de détecter la moindre microfissure puisque les ouvertures des fissures présentes dans l'image déformée sont inférieures à la taille d'un pixel (1 pixel $\approx 3,2$ μm).

4.1.2 Résultat avec CIN-Q4

Le code de CIN-Q4 (CORRELI^{Q4}) est utilisé avec les 2 images présentées précédemment. Un des paramètres les plus importants est la taille des éléments Q4 utilisés pour le calcul de CIN. En effet, une taille d'élément importante permet d'avoir des zones contenant beaucoup de texture et donc d'obtenir une incertitude plus faible sur l'évaluation du

déplacement. On retrouve ainsi le résultat classique en CIN : plus la taille d'élément est faible plus l'incertitude sur la mesure est importante. On peut observer cet effet sur la Figure 1.9. Ce résultat est obtenu en prenant l'image de référence (Figure 1.8(a)) et en la déplaçant numériquement de 0,5 pixel. Le calcul de CIN est ensuite réalisé entre l'image de référence et l'image de référence translatée. L'incertitude σ_u correspond à l'écart type de la distribution des déplacements calculés.

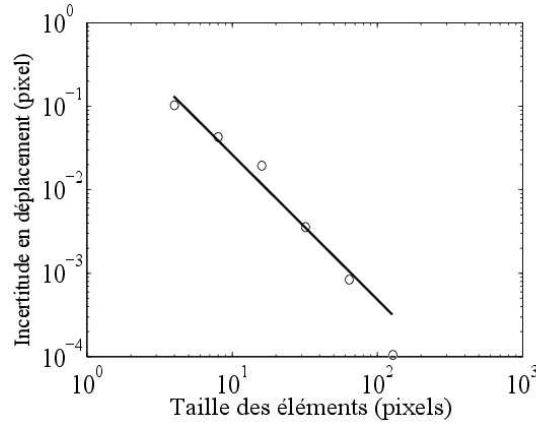


Figure 1.9 : Incertitude sur le calcul du déplacement par CORRELI^{Q4} en fonction de la taille de l'arête d'un élément lorsqu'un déplacement de 0,5 pixel est appliqué.

On obtient alors [Besnard *et al.*, 2006]

$$\sigma_u = \frac{A^{\alpha+1}}{l^\alpha} \quad (1.47)$$

Dans le cas de l'image utilisée pour cet exemple, on obtient les valeurs suivantes : $A = 1,17$ pixel et $\alpha = 1,75$. Cette incertitude sur le déplacement a un impact direct sur l'incertitude en déformation σ_ε

$$\sigma_\varepsilon \approx \frac{\sigma_u}{l} \quad (1.48)$$

Cette première évaluation de l'incertitude est purement numérique. Néanmoins, l'incertitude globale est dépendante de nombreux autres facteurs comme le matériel utilisé (ici la qualité de l'appareil photo et de l'objectif), des réglages optiques, du montage expérimental, du code de corrélation utilisé, de la résolution du calcul souhaité ou encore de la qualité de la texture de l'image. CORRELI^{Q4} donne une première valeur de l'incertitude en prenant en compte la qualité de la texture, du code et du maillage utilisés. Pour les essais classiques de corrélation (à échelle macroscopique) avec du matériel optique professionnel, la valeur donnée est assez proche de l'incertitude globale. Nos essais sont de types macrographiques et sont donc très sensibles aux vibrations des montages dues à l'hydraulique d'une part et au mouvement du miroir de l'appareil photo d'autre part. Il est donc nécessaire de vérifier l'erreur globale commise. Pour cela, plusieurs images sont prises avant le début du chargement à effort nul. Les corrélations d'images sont réalisées

entre la première image de référence et les suivantes. Les déformations et les déplacements calculés sont théoriquement nuls. Les résultats font logiquement apparaître des déplacements faibles mais non nuls pour chaque élément. L'écart type de la distribution obtenue est reporté dans le Tableau 1.1.

Taille d'élément (px ²)	Incertitude (px)	Temps calcul (relatif)	Incertitude numérique (Figure 1.9) (px)
4×4	$1,8 \times 10^{-1}$	7,5	$1,1 \times 10^{-1}$
8×8	$1,3 \times 10^{-1}$	2,5	5×10^{-2}
16×16	9×10^{-2}	1,5	$2,5 \times 10^{-2}$
32×32	4×10^{-2}	1	4×10^{-3}

Tableau 1.1 : Incertitudes globales sur la mesure de déplacement en fonction de la taille de l'élément et temps de calcul relatif en fonction de la taille de l'élément (temps de calcul de référence pour une taille d'éléments de 32×32 pixels).

On vérifie bien que l'incertitude globale est supérieure à l'incertitude donnée par le calcul d'incertitude numérique (analyse a priori). Cela signifie que les incertitudes liées à la répétabilité au cours de l'essai ne sont pas négligeables face aux incertitudes du calcul de corrélation. L'incertitude, sur chaque élément, en déformation pour un calcul en 4×4 px² est de l'ordre de 4,5%.

Dans le cas de la détection des fissures, l'intérêt n'est pas d'avoir une évaluation précise de la déformation ou du déplacement mais plutôt d'avoir les tailles d'éléments les plus petites possibles afin de pouvoir détecter des phénomènes de discontinuités très locaux dans le champ de déplacement. La Figure 1.10 montre le résultat du calcul de CIN pour différentes tailles d'éléments.

On remarque que pour des tailles d'éléments importantes, il est impossible de détecter des fissures alors que pour des tailles plus faibles on voit apparaître des traces sur les cartes. Pour l'instant, sans comparaison avec d'autres méthodes (observation au microscope par exemple), il est difficile de s'assurer que ces traces sont des fissures et encore plus délicat de les compter ou de les dimensionner. Ceci s'explique par le fait que le niveau d'ouverture des fissures est inférieure au pixel (de l'ordre de 0,2 pixel ce qui correspond à 0,6 μm). Le niveau d'incertitude est alors du même ordre de grandeur que les sauts de déplacement que l'on cherche à détecter. De même la présence de la déformation homogène (même faible $\approx 0,15\%$) induit un gradient de déplacement dont l'amplitude est comparable à l'ouverture des fissures. Les fissures sont tellement peu ouvertes qu'il est d'ailleurs impossible de les détecter sur les cartes de déformations ou de résidus (Figure 1.11).

La déformation homogène observée (due au durcissement cyclique du matériau) peut être limitée pour certains essais en utilisant une image en cours d'essai comme image de référence. On voit alors apparaître plus clairement les fissures (Figure 1.12).

Ces résultats montrent les capacités et les limites de l'utilisation de la méthode de CIN-Q4 pour la détection des fissures dans le cadre d'essais de fatigue uniaxiaux. Le code

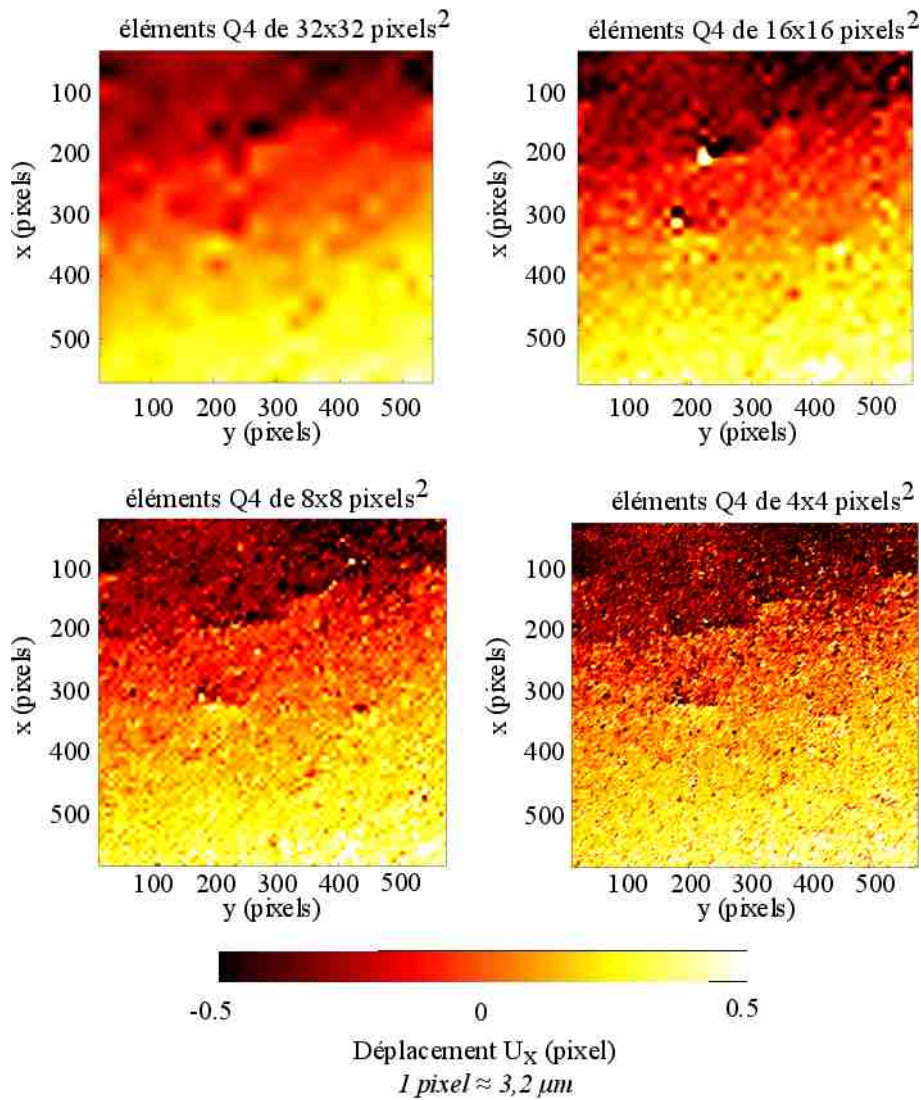


Figure 1.10 : Champs de déplacements (avec soustraction des mouvements de corps rigide) calculés par CORRELI^{Q4} dans la direction verticale du chargement (x) pour différentes tailles d'éléments. Calculs réalisés entre un état déformé et endommagé ($N=120\,000$ cycles) et l'état de référence ($N=0$ cycle).

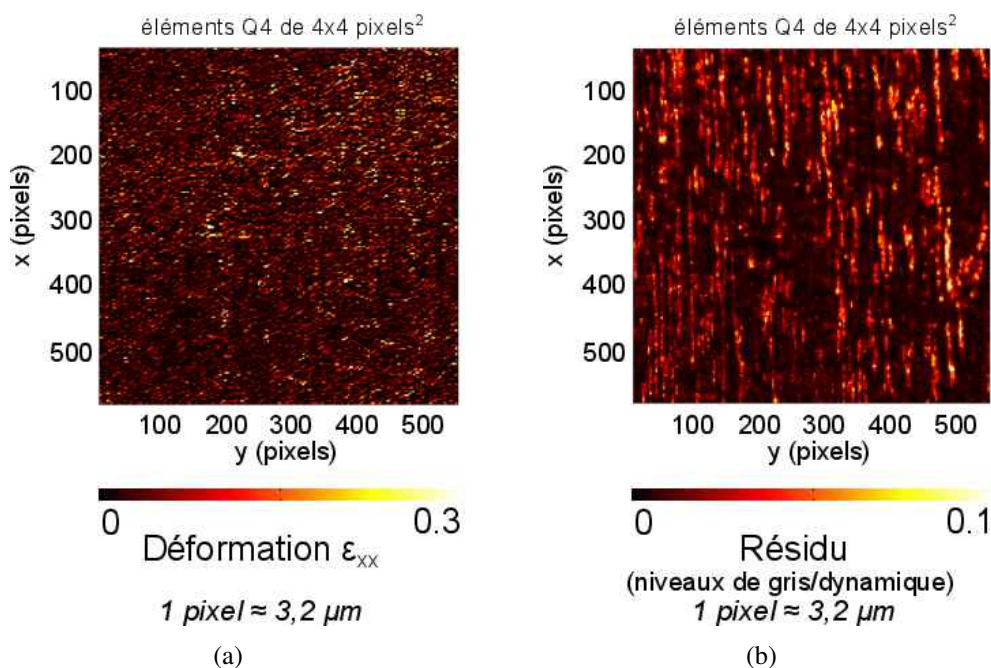


Figure 1.11 : (a) Carte des déformations ϵ_{xx} et (b) Carte des résidus exprimés en niveaux de gris / dynamique de l'image.

s'est révélé très puissant pour détecter des fissures très courtes et très peu ouvertes mais plusieurs conditions sont nécessaires afin d'obtenir de telles performances. Tout d'abord, il faut réaliser des calculs avec des tailles d'éléments très petites (4×4 pixels). Ceci n'est possible que lorsque la texture est très fine. Une autre condition est de ne pas avoir trop de déformation homogène qui empêche toute détection de fissure par post-traitement manuel. On pourrait bien sûr envisager une étape de pré-traitement afin de supprimer la déformation homogène ou encore une étape de post-traitement automatisé. Cependant cela augmenterait encore davantage le temps de calcul qui est déjà important. La dernière condition est liée aux capacités et aux temps de calcul puisque plus les éléments sont petits, plus ils sont nombreux et plus les capacités mémoire nécessaires ainsi que les temps de calculs deviennent importants.

4.1.3 Résultat avec CIN-DDM

La première étape du code CIN-DDM consiste, comme on l'a vu, en un calcul global qui a pour objectif d'identifier les déplacements de corps rigide et les déformations homogènes et ce pour l'image complète. Il s'agit donc d'un calcul à grande échelle et 6 degrés de libertés sont à calculer. Le champ de déplacement suivant l'axe x ainsi que le résidu de corrélation sont illustrés en Figures 1.13).

L'image déformée est alors corrigée au profit de l'image \hat{h} pour l'analyse locale de sensibilité. On peut remarquer qu'aucune fissure n'est obtenue sur la carte de résidu qui

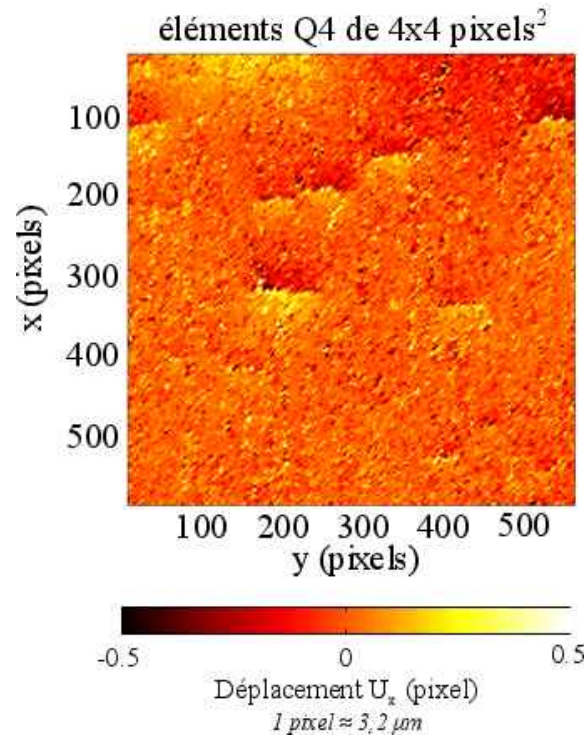


Figure 1.12 : Champ de déplacements (avec soustraction des mouvements de corps rigide) calculés par CORRELI^{Q4} dans la direction de chargement (x) entre l'image déformée et endommagée ($N = 120\,000$ cycles) et une image prise en cours d'essai (30 000 cycles).

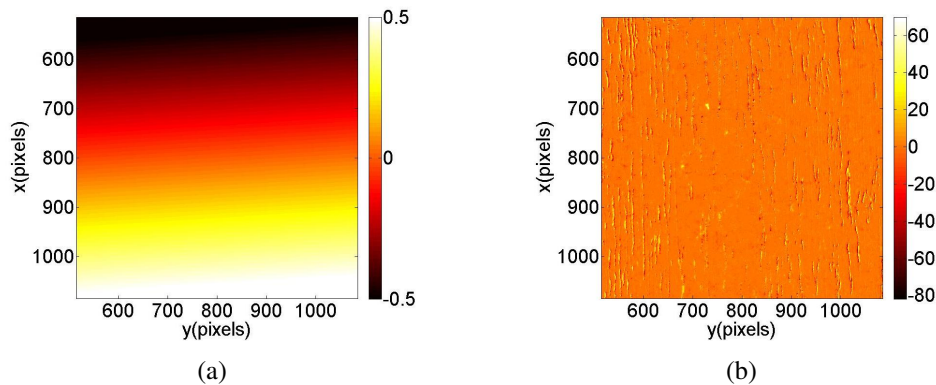


Figure 1.13 : (a) Champ de déplacement mesuré dans la direction x (exprimé en pixels) par l'approche globale (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μ m). (b) Carte de résidu (en niveaux de gris) obtenue après le premier calcul global. La dynamique de l'image est de 12 bits.

donne pourtant un résultat pixel à pixel. Seuls les résidus liés à la texture originale sont observables.

Les cartes de gain G_{norm} et d'ouverture χ sont calculés à chaque pixel de l'image et pour 11 longueurs de fissures possibles (allant de 30 à 130 pixels avec un pas de 10 pixels). Un exemple de carte pour $L = 120$ pixels (Figure 1.14) est présenté.

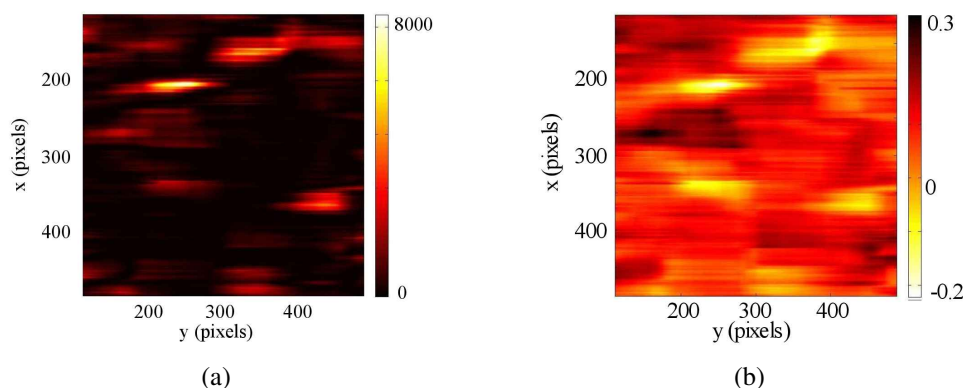


Figure 1.14 : (a) Carte de gain pour une longueur de 120 pixels. (b) Carte d'amplitude pour une longueur de 120 pixels. (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μ m).

La carte présente plusieurs pics. Pour détecter les fissures du bruit, le filtre M_{mask} lié aux critères de seuil de détection est calculé. Le résultat est donc une matrice binaire. Les pixels qui valident les deux critères de détection sont à 1 et les autres sont annulés. Dans ce cas, on obtient 11 matrices M_{mask} . La carte correspondant à la longueur de 120 pixels est présentée sur la Figure 1.15(a).

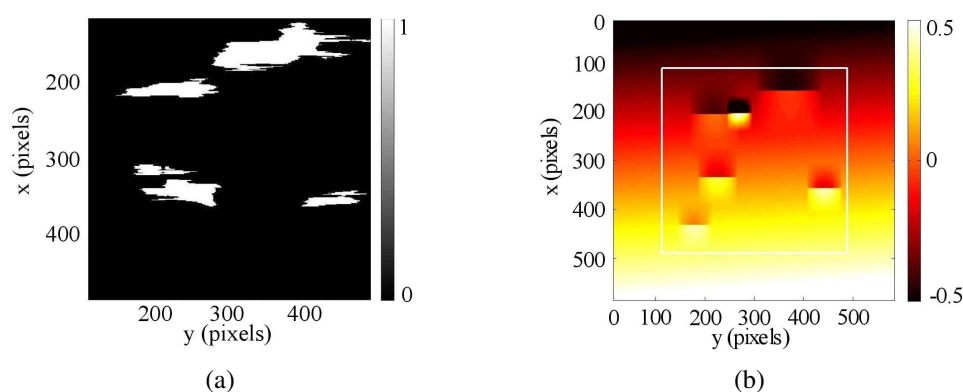


Figure 1.15 : (a) Matrice binaire (M_{mask}) pour $L = 120$ pixels. Les zones blanches correspondent à la présence de fissures. (b) Champ de déplacement final reconstruit (exprimé en pixel) suivant l'axe x pour toutes les longueurs scannées (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μ m).

La zone sélectionnée semble contenir 6 fissures dont les longueurs varient entre 50 pixels (*i.e.*, 150 μ m) et 110 pixels (*i.e.*, 350 μ m) et avec des ouvertures variant de 0.25 pixel (*i.e.*, 0,8 μ m) à 0.5 pixel (*i.e.*, 1,6 μ m). Le seuil de détection peut être défini comme

l'ouverture minimale détectable. Ce seuil dépend donc de deux paramètres principaux. Le premier est la qualité de la texture qui permet d'avoir le niveau de bruit le plus faible possible. Le second est le paramètre K_2 qui permet de régler le seuil de sensibilité de la méthode par rapport à l'évaluation du bruit réalisée. Dans ce cas, le seuil est de 0.2 pixel (*i.e.*, 0,6 μm).

Le champ obtenu peut être reconstruit en ajoutant le champ calculé lors de la première étape ainsi que les champs autour des microfissures détectées (Figure 1.15(b)). La forme de ce champ dépend de l'estimation réalisée sur la longueur et l'ouverture des fissures détectées. Dans la Figure 1.15(b), on peut noter la présence d'un carré blanc au centre de la région d'étude. Ce carré définit la zone de recherche des fissures. Un centre de fissure ne peut pas être détecté en dehors de cette zone puisque le champ de déplacement test utilisé pour la détection sortirait de la zone de calcul. Il y a donc une zone sur les bords qui ne peut pas être scannée. La taille de cette zone dépend de la taille maximale de microfissure recherchée. Plus cette taille est importante et plus la zone de bord sera également importante. Ceci implique que la méthode est particulièrement bien adaptée à la détection des microfissures dans une zone assez importante. Par contre, la méthode n'est pas adaptée pour la détection des grandes fissures.

Il est à noter que la plus grande part du temps de calcul est utilisée pour la première étape. Ce calcul pourrait être évité si la déformation était nulle entre les deux images. Pour le cas présenté, le calcul de la première étape dure 30 s pour une zone de 600×600 pixels². La détection avec la quantification des fissures dure quant à elle 13 s pour 20 longueurs. Les résultats obtenus par CIN-Q4 et par CIN-DDM sont comparés sur la Figure 1.16. On retrouve bien le gradient de déplacement global ainsi que la localisation des microfissures.

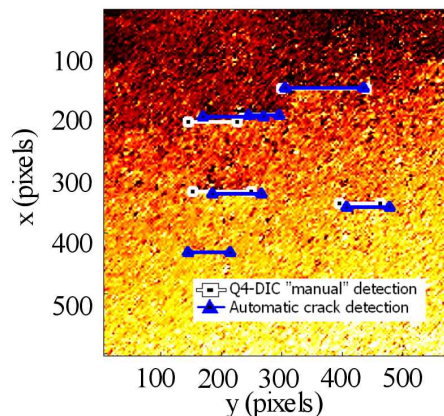


Figure 1.16 : Comparaison des centres de fissures détectés par Q4-DIC (détection "manuelle") et par détection automatique [Rupil *et al.*, 2011a].

4.2 Applications pratiques dans le cas d'un essai de fatigue

L'objectif de la méthode est de pouvoir obtenir l'évolution de l'endommagement en comptant et quantifiant les microfissures présentes. La méthode permet d'obtenir rapidement l'évolution de la densité totale de fissures détectées ou encore l'évolution des tailles de différentes fissures.

4.2.1 Suivi d'amorçage de fissures et évaluation de la densité de fissures

Dans cette partie, l'objectif est d'évaluer l'évolution de la densité de fissures. Cette évaluation peut être réalisée par les deux méthodes : CIN-Q4 et CIN-DDM. Deux exemples sont présentés. Dans ces deux exemples, les régions d'étude sont plus importantes que pour l'exemple précédent (partie 4.1). Le premier exemple est le cas le plus simple car la texture est réalisée par un mouchetis de peinture et le nombre de fissures est assez faible. Le deuxième exemple est plus délicat puisque de très nombreuses fissures se sont amorcées et la texture est obtenue par observation directe de la microstructure comme dans l'exemple de la partie 4.1.

Exemple n°1 Un exemple d'image est donné précédemment (Figure 1.5). Il s'agit ici d'une texture classique composée d'un mouchetis de peinture blanche déposé sur la surface polie de l'éprouvette.

La première étape lors d'un essai correspond à l'évaluation du bruit (paragraphe 3.4.4). Cette évaluation permet notamment de définir un niveau de seuil de détection en ouverture minimale. On observe que le seuil de détection en ouverture est dépendant de la longueur de la fissure (cf. Figure 1.17). On retrouve un seuil d'ouverture de l'ordre de 0,2 pixel pour une longueur de 80 pixels.

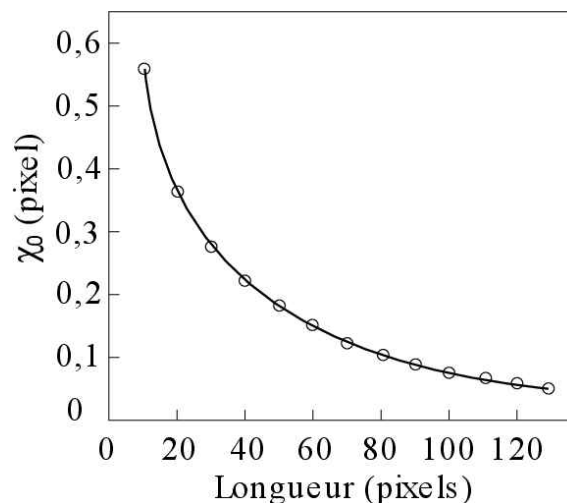


Figure 1.17 : Evolution du seuil de détection en amplitude en fonction de la longueur de la fissure.

L'évolution de la multifissuration obtenue par corrélation CIN-Q4 est donnée en Figure 1.18. On observe que dans la zone supérieure plusieurs microfissures s'amorcent alors que la fissure macroscopique se propage dans le bas de la zone observée. L'état de multifissuration est particulièrement bien visible malgré la présence d'une déformation homogène non négligeable. La zone supérieure, qui ne présente que des fissures courtes,

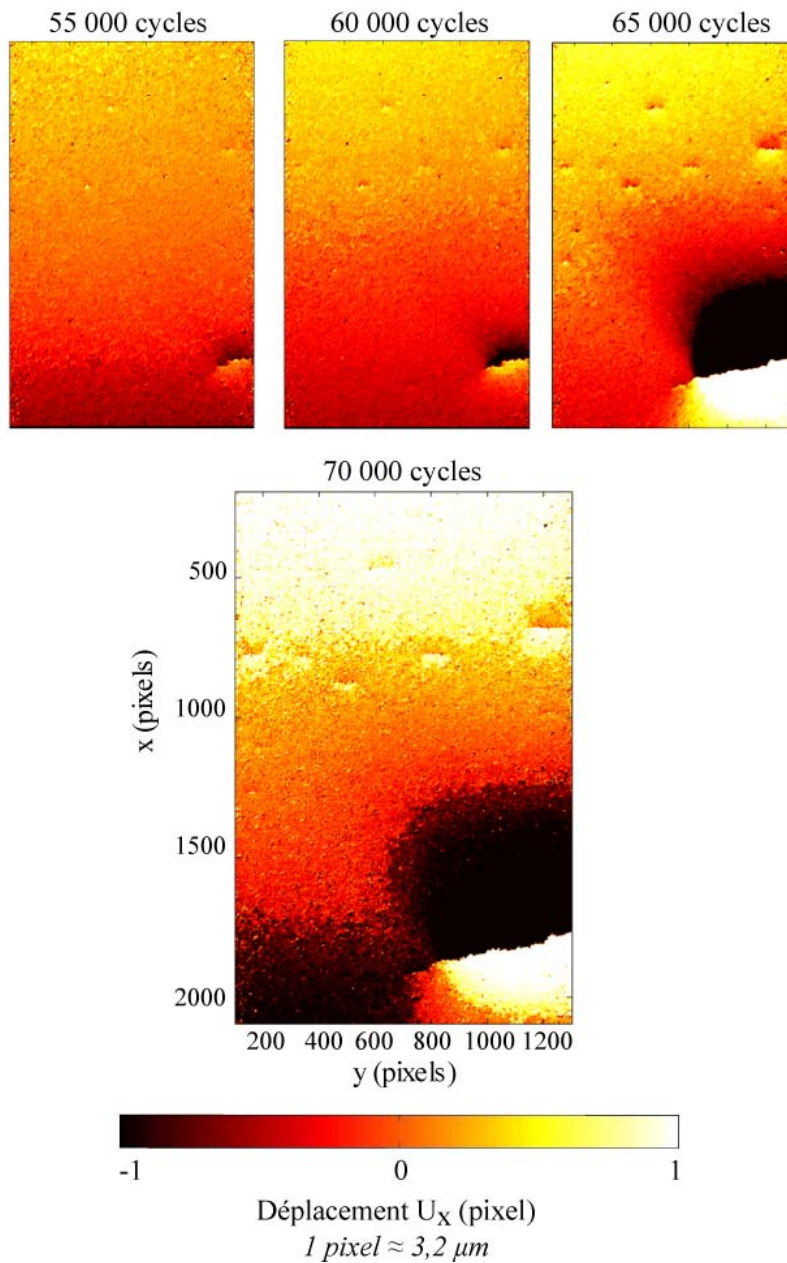


Figure 1.18 : Champs de déplacements obtenus au cours d'un essai par CIN-Q4.

est isolée et utilisée pour une analyse par la méthode CIN-DDM. Le résultat obtenu est présenté sur la figure 1.19. Les paramètres K_1 et K_2 valent respectivement 70 et 1,5. Les

valeurs choisies sont élevées pour garantir une faible sensibilité de la méthode au bruit.

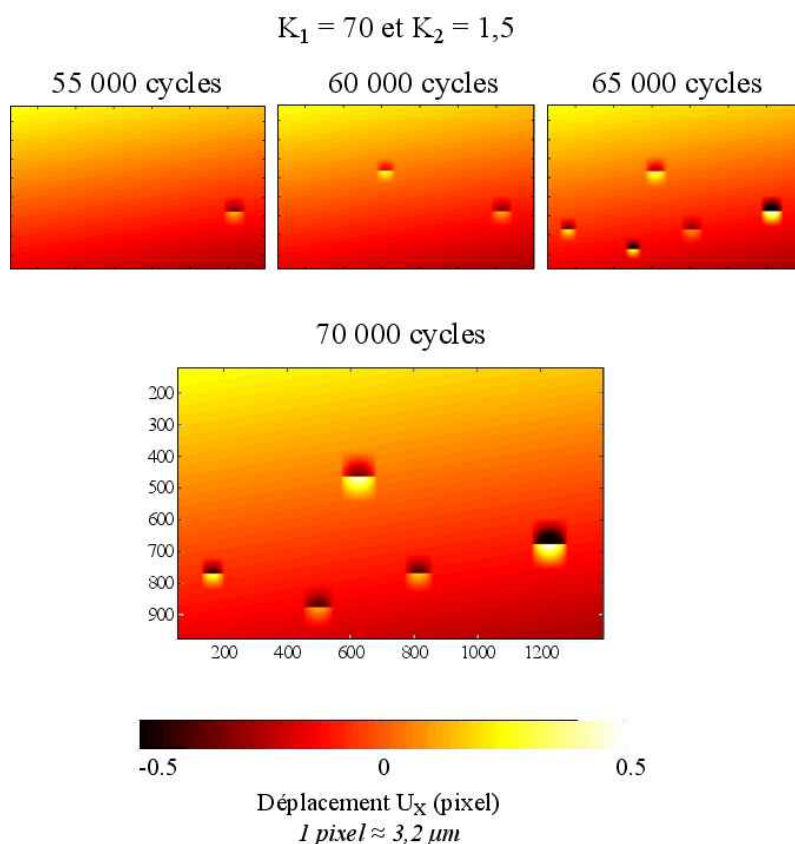


Figure 1.19 : Champs de déplacements obtenus au cours d'un essai par CIN-DDM.

Le résultat obtenu permet de constater que le suivi de la fissuration dans la zone supérieure est quasiment similaire entre le cas CIN-Q4 et CIN-DDM. Le code CIN-DDM est extrêmement rapide et donne automatiquement accès aux grandeurs caractéristiques des fissures mais il ne peut pas gérer les fissures trop grandes comme la fissure principale du bas de l'image (qui coalesce avec une fissure venant de la gauche et qu'on devine par le champ de déplacement qu'elle induit).

Sur la dernière carte de déplacement à 70 000 cycles, 1 fissure supplémentaire semble apparaître (centre en $x = 800$ et $y = 350$ pixels). Cette fissure n'est pas détectée par la méthode de CIN-DDM car les paramètres K_1 et K_2 sont élevés. Le fait d'utiliser des paramètres plus faibles comme par exemple $K_1 = 25$ et $K_2 = 1$ permet alors de détecter cette fissure mais également deux fissures fantômes dans le coin en haut à droite de la zone d'étude (cf. Figure 1.20).

L'indice de confiance peut être un bon moyen de vérifier la probabilité que ces fissures soient des fantômes. Dans le cas de la figure 1.20, les valeurs de ces indices sont notées au-dessus de plusieurs fissures. La fissure la plus ouverte présente un indice de confiance en gain de 639 et en ouverture de 5,5. La fissure difficile à détecter présente elle un indice de confiance assez faible 1,7 en gain et 1,04 en amplitude. Ces valeurs sont du même

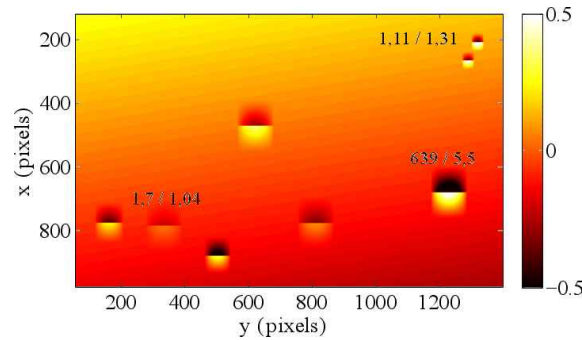


Figure 1.20 : Champs de déplacements pour $K_1 = 25$ et $K_2 = 1$ à 70 000 cycles.

ordre de grandeur que les fissures fantômes du haut de l'image (1,11 en gain et 1,3 en amplitude). Il semble donc assez logique que le code détecte difficilement cette fissure.

Une erreur peut être commise sur la densité du fait du réglage de la sensibilité du code. Cette sensibilité existe également dans le cas de la CIN-Q4 avec post-traitement manuel puisque chaque utilisateur peut compter un nombre différent de fissures. Pour cet exemple, l'erreur ne semble être commise que sur une seule fissure.

Exemple n°2 Ce deuxième exemple aborde un cas plus difficile pour la CIN-DDM car le nombre et la disparité des tailles de fissures sont très importants. La partie 4.1 présente un exemple d'application de la méthode sur une petite région de 600×600 pixels. Le même essai est ici à nouveau étudié mais la totalité de l'image est conservée cette fois (1500×1100 pixels) et toutes les images de l'essai sont étudiées. Cet essai présente un nombre très important de fissures dont les tailles étaient très dispersées (cf. Figure 1.21).

Comme pour le premier exemple, tous les 10 000 cycles, les calculs Q4 et DDM sont lancés afin de calculer le nombre de fissures présentes dans l'image. Un exemple de champ final reconstruit obtenu en fin d'essai par CIN-DDM est présenté sur la Figure 1.21. Le résultat obtenu par CIN-Q4 est également présenté. Pour chaque calcul, le nombre de fissures est compté (manuellement pour Q4 et automatiquement pour DDM). L'évolution de la densité (qui correspond au nombre de fissures divisé par la surface totale de calcul) est comparée pour les deux méthodes sur la Figure 1.22.

L'erreur commise par CIN-Q4 est due à une erreur de comptage. L'erreur par la méthode CIN-DDM est surtout liée au choix des paramètres K_1 et K_2 qui rendent la détection plus ou moins sensible. La plupart des microfissures dont la longueur est supérieure à $150 \mu\text{m}$ sont détectées par CIN-Q4. Plusieurs tests ont été lancés en faisant varier les valeurs de K_1 et K_2 (Figure 1.22). La méthode CIN-DDM surestime la densité de fissures mais ceci est dû au fait que certaines fissures sont trop longues et sont détectées en double. La limite sur la recherche de fissures est ici de 130 pixels. Les résultats entre les deux méthodes restent néanmoins très proches.

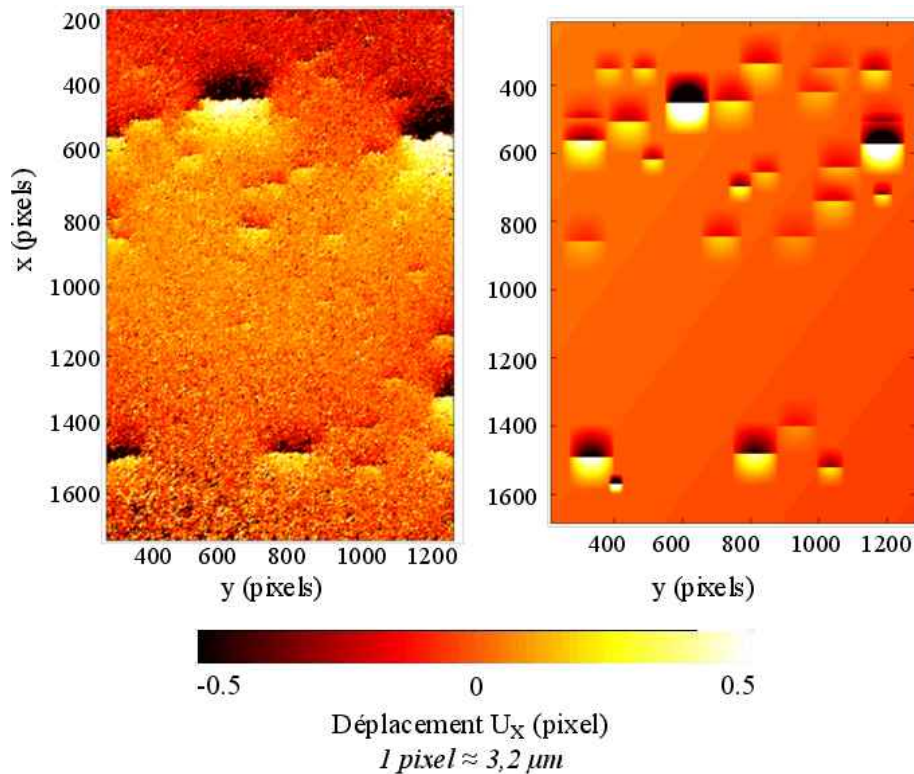


Figure 1.21 : Champ de déplacement U_x (en pixel) obtenu par CIN-Q4 pour 120 000 cycles (à gauche). Champ de déplacement U_x (en pixel) obtenu par CIN-DDM pour 120 000 cycles (à droite). 1 pixel \leftrightarrow 3,2 μm .

4.2.2 Courbes de propagation

Les exemples précédents se sont contentés d'utiliser le code comme outil de détection de fissures. Les deux méthodes de CIN permettent également d'évaluer les différentes grandeurs caractéristiques des fissures détectées (longueur et ouverture). Néanmoins lorsque le nombre de fissures amorcées est important comme dans l'exemple précédent alors la méthode CIN-Q4 n'est pas du tout adaptée puisqu'il faut évaluer manuellement chaque fissure l'une après l'autre. Par contre le code de CIN-DDM donne directement l'ensemble des fissures détectées avec toutes leurs caractéristiques. La méthode développée est donc particulièrement bien adaptée pour la quantification automatique des fissures détectées. Dans la partie 3.4, de nombreuses hypothèses ont été faites et notamment sur le choix de la fonction test de référence. Cette fonction est une approximation élastique. Il a été montré que cette approximation semblait poser peu de problèmes pour la détection des fissures. Dans cet exemple, l'évaluation de la longueur et de l'ouverture d'une fissure par la méthode de CIN-DDM est comparée à celle qui peut être faite par répliques et par CIN-Q4.

La comparaison est réalisée pour un essai à un faible niveau de chargement qui permet

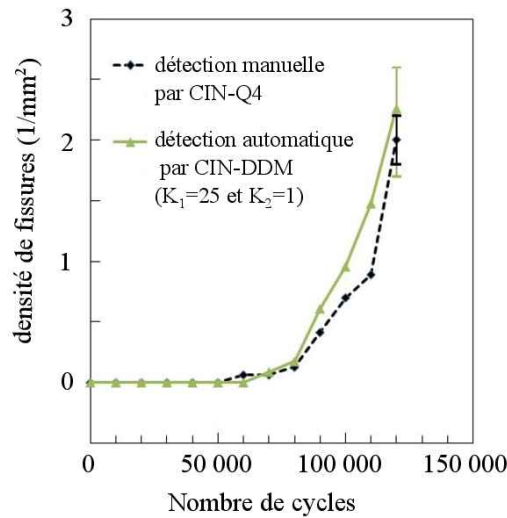


Figure 1.22 : Evolution de la densité de fissures en fonction du nombre de cycles pour une détection “manuelle” par CIN-Q4 et automatique par CIN-DDM. Les barres d’erreur correspondent à une estimation du nombre de fissures difficilement détectables pour la CIN-Q4 et aux résultats obtenus pour 2 jeux de paramètres de sensibilité $(K_1 ; K_2) = (20 ; 0,8)$ et $(35 ; 1,4)$ avec la CIN-DDM.

d’avoir une propagation lente de la fissure principale. Le résultat obtenu par CIN-Q4 est présenté sur la Figure 1.23(a) qui correspond à 300 000 cycles de chargement à 180 MPa. La mesure de la longueur est réalisée manuellement en évaluant sur la carte de déplacement les deux bords de la fissure. La Figure 1.23(b) présente l’observation par microscopie optique d’une réplique de cette fissure. La comparaison à la réplique permet de plus de s’assurer que ce qu’on observe par CIN correspond bien à une fissure. Enfin, le résultat obtenu par la méthode de détection automatique est présenté sur la Figure 1.24. La comparaison de mesures réalisées sur plusieurs images est représentée sur la Figure 1.25. Celle-ci présente l’évolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles. La technique de répliques est la plus précise. Ainsi, l’erreur sur l’évaluation de longueur d’une fissure est quasiment nulle (elle est estimée à $\pm 5 \mu\text{m}$ pour la mesure réalisée à 400 000 cycles). L’erreur sur l’évaluation de la longueur par CIN-Q4 est plus importante. Elle est estimée à ± 20 pixels, ce qui correspond à $\pm 64 \mu\text{m}$ (voir l’erreur correspondante en Figure 1.25(a)). L’évaluation de la taille de la fissure par CIN-Q4 (qui prend une dizaine de minutes) pour chaque image tend à sous-évaluer la longueur réelle de la fissure. Avec la méthode de détection automatique proposée, il est difficile d’évaluer l’erreur car elle dépend notamment de l’approximation choisie pour le champ de référence. La barre d’erreur tracée correspond uniquement à la discrétisation liée aux différentes longueurs testées soit ici ± 8 pixels (ou $\pm 24 \mu\text{m}$).

Les résultats obtenus sont très proches des mesures par répliques quand la fissure est

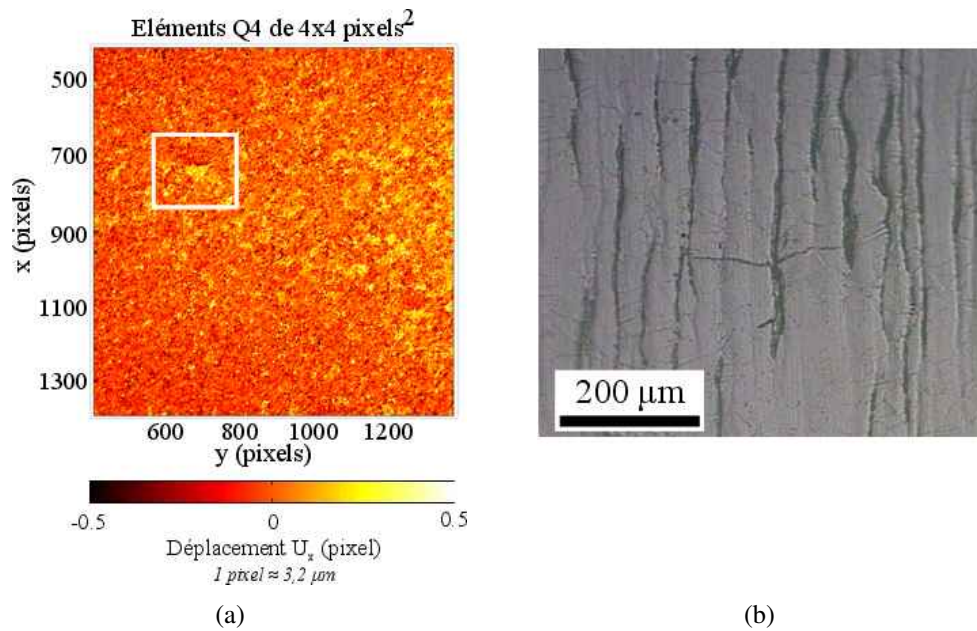


Figure 1.23 : (a) Champ de déplacement exprimé en pixel mesuré par CIN-Q4 (éléments de 4×4 pixels) pour $N = 300\,000$ cycles (1 pixel \leftrightarrow 3,2 μ m). (b) Observation par microscopie optique de la réplique de surface réalisée pour $N = 300\,000$ cycles de chargement.

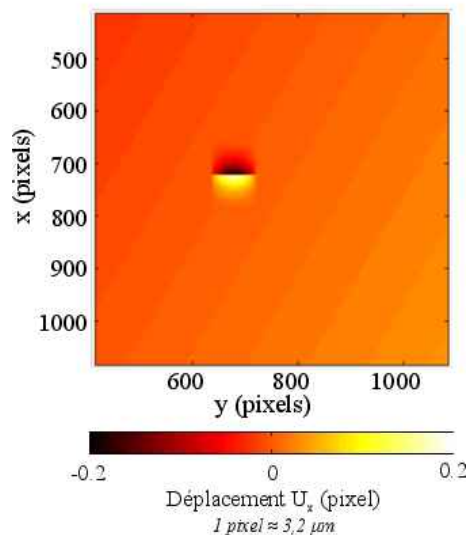


Figure 1.24 : Champ de déplacement reconstruit à $N = 300\,000$ cycles par la technique de détection automatique.

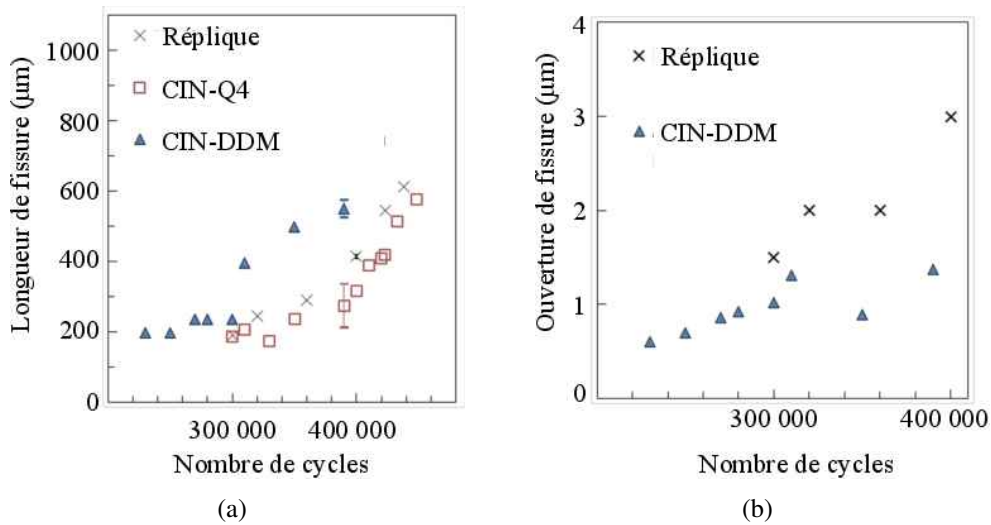


Figure 1.25 : (a) Longueur de fissure (b) Suivi d'ouverture de fissure principale par 3 méthodes : réplique (×), CIN-Q4 (□), CIN-DDM (△).

très courte. Lorsque la fissure devient plus grande, la technique CIN-DDM tend alors à surestimer la longueur. Ce résultat est lié à plusieurs éléments. Le premier est que le calcul de corrélation n'est fait qu'en une seule itération. Ensuite, la plus grosse hypothèse est la forme du champ de référence Ψ qui est issu d'un calcul élastique alors que le comportement du matériau de notre étude est élastoplastique. Dans ce cas la forme du champ peut fortement varier avec la longueur de la fissure. Malgré cette forte approximation, il est possible d'obtenir une bonne estimation de la longueur de la fissure. Il serait possible d'obtenir une meilleure approximation des caractéristiques de la fissure (longueur et ouverture) en menant des calculs plus complexes (utilisation d'un champ test adapté au matériau) après l'étape de détection présentée précédemment qui permet d'obtenir de manière très performante la position du centre de la fissure.

La comparaison de l'évolution de l'ouverture de la fissure pendant l'essai est donnée sur la Figure 1.25(b). Comme pour la longueur, l'évaluation de l'ouverture reste imprécise mais reste dans le bon ordre de grandeur. L'évaluation de l'ouverture pour des fissures aussi courtes est de toute façon très difficile même par la méthode des répliques car la forme des microfissures est encore très dépendante de la microstructure.

Un résultat intéressant est le nombre de cycles de la première détection. Pour cela, la méthode la plus performante est la méthode CIN-DDM qui détecte l'amorçage à 230 000 cycles alors que la détection n'est possible qu'à partir de 300 000 cycles par la méthode Q4. La méthode des répliques ne permet pas de détecter plus tôt l'amorçage des fissures puisqu'une réplique était réalisée tous les 100 000 cycles jusqu'à détection du premier amorçage.

5 Conclusion sur la détection des fissures par CIN

La détection des fissures se fait classiquement en fatigue par l'utilisation de la méthode des répliques. Cette méthode permet d'obtenir une description très précise des phénomènes d'endommagement en surface. Cependant elle a de nombreux inconvénients et notamment la quantité de travail afin d'exploiter les empreintes réalisées. Ainsi, suite aux premiers essais effectués par Malésys [2007] pendant sa thèse, le code de CIN-Q4 a été utilisé pour détecter et quantifier les fissures. Globalement l'analyse CIN-Q4 permet d'obtenir une bonne détection des microfissures. Néanmoins, les temps de calculs sont importants et une phase de post-traitement des résultats est nécessaire. Cette phase peut devenir très longue si on souhaite quantifier complètement le réseau de fissures qui s'est amorcé (nombre, positions, longueurs, ouvertures). Elle est de plus largement dépendante de l'utilisateur et peut devenir très difficile si le niveau de déformation homogène est important.

Ainsi, une nouvelle méthode a été proposée permettant de détecter et quantifier automatiquement la présence de microfissures. Cette technique permet de détecter des fissures très courtes dont les longueurs sont comprises entre 50 et 150 pixels et dont les ouvertures varient entre 0,2 pixel et 1 pixel. Contrairement à la méthode Q4 elle ne nécessite aucun post-traitement et donne très rapidement accès à toutes les informations sur le réseau de fissures. Enfin, le résultat est très peu dépendant de l'utilisateur.

Actuellement, le code est particulièrement adapté à la détection des fissures mais l'évaluation de la longueur ou de l'ouverture des fissures reste imprécise. De nombreuses hypothèses sont faites pour optimiser la vitesse du calcul. Une estimation plus précise de ces quantités est donc largement envisageable notamment en utilisant un champ test plus proche des champs observés expérimentalement.

La corrélation d'images numériques est donc un moyen très performant pour détecter et quantifier l'état de multifissuration d'un matériau. Cette méthode présente de nombreux avantages : mesure à distance (pas de contact avec le matériau), mesure très rapide (temps de prise d'image < 1 s), évaluation de la présence de fissures très courtes ($L \approx 50 \mu\text{m}$ et ouverture $\approx 0,2$ pixel), évaluation très rapide (< 1 min) pour une zone importante (2000×1500 pixels²), résultat immédiat sans phase de post-traitement. Si l'utilisation de la méthode est aujourd'hui possible pour des essais de fatigue mécanique uniaxiaux, la méthode pourrait être utilisée pour de nombreux autres cas d'applications de CND à des échelles complètement différentes. La méthode pourrait également être adaptée pour détecter des fissures dont l'orientation est inconnue en ajoutant un degré de liberté supplémentaire représentant l'orientation de la fissure. Par rapport aux autres méthodes existantes, la CIN est une technique de détection et de quantification qui offre un bon compromis entre résolution, simplicité d'utilisation et vitesse de calcul.

Chapitre 2

Caractérisation expérimentale de la multifissuration en fatigue

Ce chapitre présente le matériau étudié, les résultats expérimentaux obtenus lors des campagnes d'essais uniaxiaux et biaxiaux et détaille également la loi de multiamorçage de fissures en fatigue proposée pendant la thèse et identifiée à partir des résultats expérimentaux.

Sommaire

1	Introduction	51
1.1	Le matériau étudié	51
1.2	Aspect bibliographique	55
2	Essais de multifissuration en fatigue mécanique uniaxiale	61
2.1	Protocole expérimental	61
2.2	Résultats	63
2.3	Bilan des essais uniaxiaux	79
3	Essais de multifissuration en fatigue mécanique biaxiale	80
3.1	Géométrie d'éprouvette et protocole expérimental	81
3.2	Résultats	86
3.3	Comparaison des résultats uniaxiaux et biaxiaux	89
3.4	Bilan des essais équibiaxiaux	97
4	Loi de multiamorçage de mésolfissures en fatigue	102
4.1	Introduction	102
4.2	Principe général et hypothèses	104
4.3	Détermination de la probabilité d'amorcer une fissure dans un grain de surface	106
4.4	Application au cas des essais uniaxiaux	112
4.5	Conclusion sur la loi d'amorçage analytique proposée	115
5	Conclusion	116

1 Introduction

1.1 Le matériau étudié

L'acier 304L est un acier inoxydable austénitique qui est utilisé pour fabriquer certaines canalisations des circuits de refroidissement des centrales nucléaires françaises. Dans cette partie, seuls quelques renseignements principaux concernant ce matériau seront rappelés tout en sachant que des descriptions plus précises et exhaustives existent dans la littérature (voir [Lacombe *et al.*, 1990] par exemple).

1.1.1 Composition et microstructure

La désignation complète du matériau est AISI 304L (norme américaine) ou X2CrNi18-09 (norme française), ce qui correspond à un acier à 0,02% de carbone, 18% de chrome et 9% de nickel en masse. La teneur en chrome de cet acier permet de le qualifier d'inoxidable et sa teneur en Nickel permet de maintenir une microstructure austénitique (cubique à face centrée) à température ambiante suite à une hypertrempe. La composition précise de cet acier peut varier selon les différentes coulées réalisées industriellement. La principale nuance utilisée pour les essais réalisés dans le cadre de ce rapport porte la référence A26 dans la gestion matière du CEA/SRMA. Elle a été réalisée par la société Thyssen (THY). La microstructure de la nuance A26 est illustrée en Figure 2.1. On peut observer les grains d'austénite dont la taille caractéristique est de 40-50 μm . Cette nuance présente un taux massique de ferrite assez élevé, de l'ordre de 4 à 5%. On observe la ferrite sous forme de bandes noires sur la Figure 2.1. Il s'agit de ferrite δ résiduelle dont les grains ont conservé une forme de plaque suite au laminage de la tôle. Les essais de fatigue que nous avons réalisés n'ont pas mis en évidence un quelconque impact de la présence de cette ferrite sur le comportement du matériau ou sur l'évolution de l'endommagement (amorçage des fissures par exemple). Lors des essais biaxiaux un acier inoxydable 304L issu d'une coulée Creusot Loire Industrie (CLI) (code 943 dans la gestion matière SRMA) a également été utilisé. Cette nuance, dont le comportement en fatigue reste très proche de la nuance THY, présente une dimension caractéristique de microstructure plus importante ($\approx 120 \mu\text{m}$) et ne présente pas de ferrite résiduelle.

1.1.2 Comportement en fatigue du matériau

Plusieurs campagnes d'essais de fatigue mécanique uniaxiale ont déjà été réalisées sur l'acier inoxydable austénitique 304L dont plusieurs au CEA/SRMA [Mottot et Noblecourt, 2001, 2002; Vincent et Chaise, 2010], ce qui permet d'avoir une bonne idée du comportement en fatigue du matériau à température ambiante, à haute température, en fatigue oligocyclique et en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC).

Il existe des variations de comportement et de tenue en fatigue entre différentes coulées de 304L. Toutefois, hormis quelques cas spécifiques, ces différences restent faibles

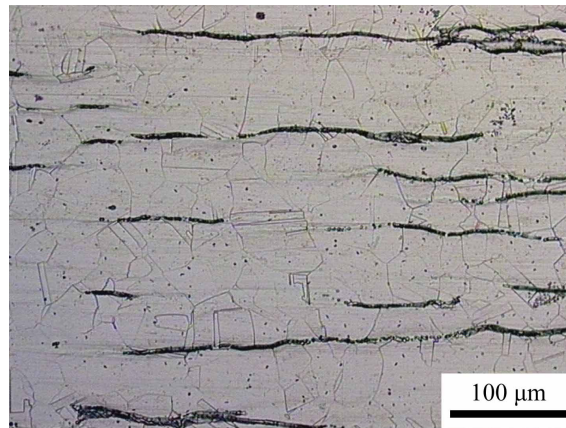


Figure 2.1 : Observation au microscope optique de la microstructure de l'acier 304L nuance A26.

lorsque l'on représente les résultats d'essais de fatigue dans un graphe amplitude de déformation fonction du nombre de cycles à rupture. La Figure 2.2 présente une compilation de plusieurs résultats de fatigue obtenus pour différentes nuances de 304L et à différentes températures. A première vue, il semble y avoir peu d'influence de la température sur le comportement en fatigue dans ce mode de représentation.

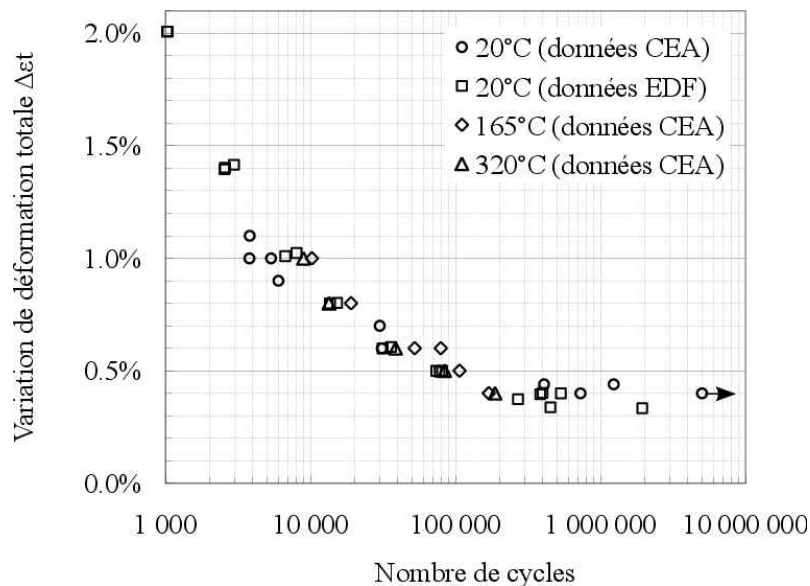


Figure 2.2 : Courbe de fatigue pour l'acier 304L (compilation de résultats pour 3 types de 304L et pour différentes températures).

Ces essais ne fournissent aucune information sur l'amorçage des fissures. Il est donc

impossible à partir des résultats d'essais existants d'obtenir des données comparables à ceux d'un modèle d'amorçage de microfissures. Par exemple dans le cadre de son modèle d'endommagement par fatigue thermique, Malésys [2009] identifie une loi d'amorçage de fissures en utilisant des résultats à l'endurance (disponibles dans les bases de données actuelles) associés à une hypothèse de maillon faible. Cependant, il est impossible de s'assurer que les prévisions obtenues en termes de densités de fissures amorcées sont proches de la réalité pour des chargements éloignés de l'endurance. Enfin, sans information sur les nombres de cycles à l'amorçage des fissures, il est également impossible de comparer les résultats de fatigue mécanique et ceux de fatigue thermique, puisque ces derniers ne donnent accès qu'à des nombres de cycles à l'amorçage (dans la plupart des cas d'essais de fatigue thermique les fissures amorcées ne propagent pas jusqu'à rompre les échantillons).

De nouveaux essais de fatigue uniaxiaux ont donc été menés pendant cette thèse. L'objectif de ces essais était de compléter les bases de données existantes en obtenant des informations quantifiables sur le multiamorçage des fissures par utilisation de la technique de CIN (chapitre 1). Cela permettra notamment d'identifier une loi de multiamorçage qui sera présentée en fin de chapitre.

Une des particularités du matériau de notre étude est qu'il est difficile de faire l'équivalence contrainte/déformation du fait de son comportement cyclique assez complexe. La courbe présentée en Figure 2.3 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte pour des essais à déformation imposée. Le comportement cyclique présente 3 phases : une première phase classique de durcissement cyclique suivie d'un adoucissement cyclique et enfin d'une nouvelle phase d'augmentation de la contrainte qui traduit un durcissement cyclique secondaire jusqu'à rupture de l'éprouvette ou arrêt de l'essai. Ce comportement particulier est observé en température de service (320°C) et à température ambiante même si les origines physiques d'un tel comportement sont a priori de nature différente en fonction de la température (mise en place d'une microstructure de dislocation particulière appelée Corduroy [Gerland *et al.*, 1997] à haute température et transformation martensitique progressive à température ambiante). Il est à noter que, selon la coulée de 304L, les niveaux de durcissement secondaire peuvent être très différents, ce qui a une incidence sur la durée de vie en fatigue pour les chargements de type FGNC. La nuance CLI utilisée lors des essais biaxiaux est par exemple moins sensible au durcissement secondaire que la nuance principale utilisée pour les essais uniaxiaux et biaxiaux (THY) (Figure 2.3).

1.1.3 Sensibilité à la fatigue thermique

L'acier 304L est un acier austénitique particulièrement sensible au phénomène de fatigue thermique. En effet cet acier possède un fort coefficient de dilatation thermique ($18 \times 10^{-6} K^{-1}$) et une faible conductivité thermique ($19 Wm^{-1}K^{-1}$), autrement dit un choc thermique local restera confiné et produira une forte dilatation locale à l'origine de forts niveaux de contrainte.

De plus, au-delà de cette sensibilité naturelle, tous les essais réalisés au CEA ont montré que les chargements thermiques étaient plus endommageants en comparaison des char-

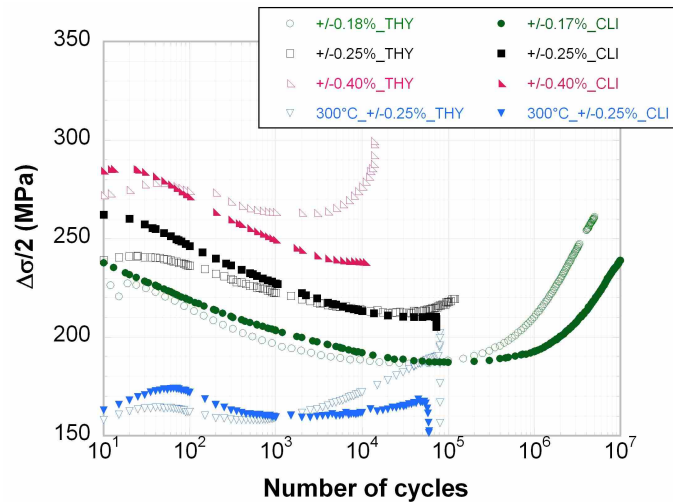


Figure 2.3 : Evolution de l'amplitude de contrainte au cours d'essais de fatigue sur 2 nuances d'acier inoxydable austénitique de type 304L (THY et CLI), à 20°C et à 300°C pour des essais à déformation imposée [Poncelet *et al.*, 2010a].

gements de fatigue mécanique en déformation imposée du moins en se basant sur l'utilisation de critères de dimensionnement classiques dans l'industrie du nucléaire (codes de dimensionnement RCC-M, RCC-MR). Ainsi Fissolo *et al.* [2009] comparent les durées de vie obtenues pour une même variation de déformation équivalente au sens de von Mises entre des essais de fatigue thermique et des essais de fatigue mécanique uniaxiale (cf. Figure 2.4). Ils constatent alors un écart très important entre les deux courbes. Afin de pouvoir réaliser cette comparaison, il est nécessaire dans le cas des essais de fatigue thermique de réaliser des calculs de structure thermomécaniques pour obtenir cette variation de déformation équivalente à partir du chargement thermique imposé. Même s'il existe une incertitude sur les chargements mécaniques équivalents obtenus par ces calculs thermomécaniques, l'écart est tout de même suffisant pour penser qu'un effet lié au chargement thermique aggrave l'endommagement constaté en fatigue mécanique uniaxiale.

Etant donné que l'effet de température semble être faible (cf. Figure 2.2), cet effet aggravant peut avoir plusieurs causes comme la biaxialité souvent considérée comme plus endommageante que le chargement uniaxial [Sakane *et al.*, 1991] ou l'effet de contrainte moyenne. Il a déjà été montré en fatigue uniaxiale que la contrainte moyenne avait un impact très important sur la durée de vie [Vincent et Chaise, 2010]. En fatigue thermique, des chocs froids sur un massif chaud entraînent une contrainte moyenne positive susceptible d'accélérer l'endommagement du matériau. Cependant, l'acier 304L présente la particularité de se déformer plastiquement y compris pour de faibles amplitudes de chargement ce qui tend à relaxer cycliquement cette contrainte moyenne lors d'essais de fatigue thermique (où le chargement s'apparente à une déformation imposée). Des premières estimations de l'évolution de cette contrainte moyenne au cours des cycles de fatigue thermique ont été réalisées récemment par Fissolo (DEN/DM2S/SEMT) et il ressort de cette étude

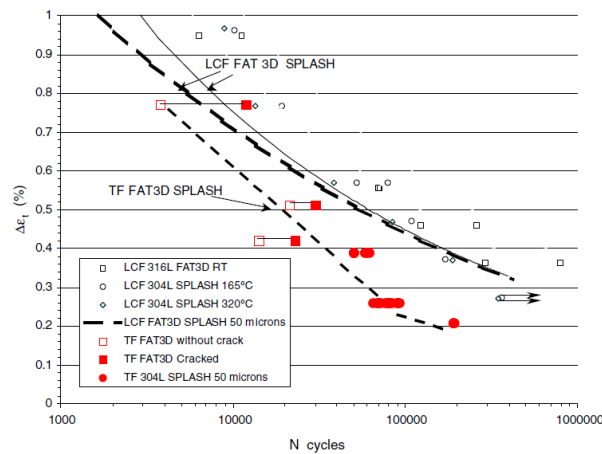


Figure 2.4 : Comparaison des durées de vie en fatigue thermique (essais SPLASH et FAT3D) et en fatigue mécanique uniaxiale [Fissolo *et al.*, 2009].

que la contrainte moyenne est trop faible pour expliquer à elle seule l'écart observé sur la Figure 2.4. Cette constatation a motivé la réalisation d'essais mécaniques biaxiaux durant la thèse en plus des essais uniaxiaux.

Deux types d'essais mécaniques biaxiaux ont récemment été réalisés sur des éprouvettes en croix [Poncelet *et al.*, 2010a]. Les premiers consistaient à imposer une amplitude d'effort cyclique identique sur les deux bras des éprouvettes (essais ETT) et dans les seconds un axe d'éprouvette était maintenu sous une force constante pendant que l'autre direction était soumise à un chargement cyclique (essais NP). Les résultats obtenus lors de cette étude montrent un effet aggravant important de ces chargements multiaxiaux sur la durée de vie par rapport aux résultats uniaxiaux (cf. Figure 2.5). Toutefois, dans les deux cas de chargement mécanique testés, les variations d'effort étaient imposées sans repasser en compression (de peur de faire flamber les éprouvettes) ce qui revient à imposer une forte contrainte moyenne aux échantillons. Sachant qu'une contrainte moyenne de traction peut conduire à une forte réduction de durée de vie, il n'est donc pas possible avec ces seuls résultats d'essai d'évaluer le seul effet de la biaxialité du chargement sur le comportement en fatigue du matériau. Il était donc intéressant pendant la thèse de mener de nouveaux essais en fatigue purement équibiaxiale et sans contrainte moyenne afin de compléter ces premiers résultats.

1.2 Aspect bibliographique

L'objectif des essais menés est d'obtenir des données quantifiables sur l'amorçage des fissures. Or le processus de fissuration en fatigue est complexe. Que ce soit en fatigue mécanique uniaxiale, biaxiale ou en fatigue thermique, les phénomènes physiques

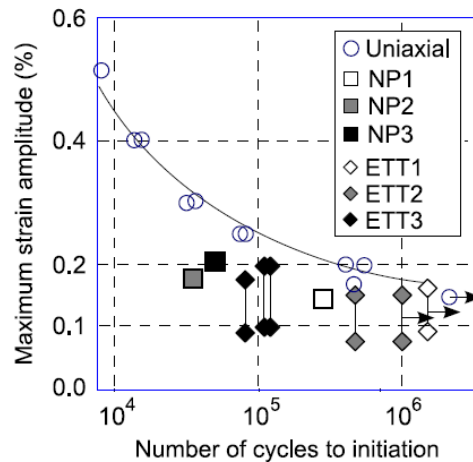


Figure 2.5 : Comparaison des durées de vie en fatigue mécanique biaxiale et en fatigue mécanique uniaxiale [Poncelet *et al.*, 2010a].

responsables de l'amorçage des fissures sont identiques. Dans la suite de cette partie, le phénomène d'amorçage de fissures est décrit. Il permet de définir le type de fissures qui est étudié par la suite. Les différents travaux qui ont mis en évidence la multifissuration sont ensuite présentés.

1.2.1 Description du phénomène d'amorçage de fissures en fatigue

Si les phénomènes physiques liés à l'amorçage sont aujourd'hui bien connus, il est encore très difficile de prévoir les nombres de cycles à l'amorçage ou les grains qui vont amorcer des fissures pour des cas de chargement particulier comme pour la fatigue biaxiale. Ainsi, de nombreuses études sont encore lancées afin de proposer des modèles permettant de prévoir les lieux et temps d'amorçage des fissures.

Des essais avec observation de la surface au cours de la durée de vie ont permis de constater très tôt une évolution du relief de surface [Ewing et Humfrey, 1903] lors de chargements de fatigue. Il a ensuite été établi dans les matériaux monocristallins [Mughrabi *et al.*, 1979] que l'amorçage d'une microfissure est dû à un phénomène d'empilement de dislocations dans des bandes appelées Bandes de Glissement Persistantes (BGP) à la surface du matériau. Ce sont ces BGP qui entraînent un relief de surface particulier qui est expérimentalement observable et quantifiable [Pohl *et al.*, 1980; Mughrabi *et al.*, 1983; Ma et Laird, 1989; Harvey *et al.*, 1994; Gerberich *et al.*, 1998; Man *et al.*, 2002] et classiquement appelé extrusion. Ces bandes d'extrusion créent des concentrations de contraintes locales qui peuvent entraîner l'amorçage d'une microfissure transgranulaire en pied d'extrusion (Figure 2.6).

Les mécanismes physiques liés à l'initiation des microfissures à l'échelle du grain sont aujourd'hui assez bien décrits dans la littérature pour les matériaux monocristallins et polycristallins [Mughrabi *et al.*, 1979, 1983] et ne sont pas étudiés ici. Plusieurs au-

teurs ont proposé des lois d'amorçage de fissures dans un grain à partir de considérations théoriques [Mura, 1994] ou suite à l'analyse de résultats de simulations numériques en dynamique des dislocations [Déprés *et al.*, 2006].

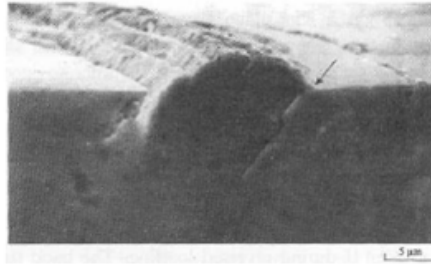


Figure 2.6 : Amorçage d'une microfissure en pied d'extrusion [Ma et Laird, 1989].

Cette étape ne suffit néanmoins pas à amorcer une fissure capable de rompre l'éprouvette. La microfissure initiée se propage suivant un mode de cisaillement le long de la bande de glissement. Cette phase correspond au stade I de la propagation des fissures en fatigue défini par Forsyth [1961]. La microfissure est alors bloquée par les joints de grains qui représentent une première barrière microstructurale à la propagation.

La prochaine étape est le passage du mode de propagation de cisaillement au mode de propagation par contrainte normale à travers plusieurs grains (stade II). Cette phase est fortement dépendante de la microstructure du matériau. Afin de passer cette étape, la fissure doit trouver dans les grains voisins un chemin favorable à sa croissance, par exemple un plan de glissement faiblement désorienté par rapport au plan de fissuration initial du premier grain. Il existe également un autre mode de propagation à cette échelle, à savoir la microcoalescence entre fissures dans des grains voisins. Plusieurs auteurs [Lindborg, 1969; Hoshide et Socie, 1988; Fedelich, 1998; Zhai *et al.*, 2000] ont proposé des modélisations de cette phase de microcoalescence. Lorsqu'une fissure a traversé plusieurs grains de surface alors elle est orientée en mode I de propagation et se retrouve pour un essai de fatigue uniaxial orientée perpendiculairement à la direction de chargement. Cette fissure est dans un mode de propagation particulier qui ne dépend plus de la microstructure du matériau. Néanmoins, les Facteurs d'Intensité des Contraintes (FIC) en pointes de fissures étant très faibles, la propagation est lente.

L'hypothèse est faite pour la suite que si la fissure est assez longue (en comparaison de la taille caractéristique de la microstructure) pour se propager en mode I alors elle est appelée mésolfissure. L'étude des mésolfissures est particulièrement intéressante car ce sont ces fissures qui vont composer les réseaux observés en fatigue thermique. Les microfissures sont trop courtes et trop peu ouvertes pour pouvoir être détectées par des moyens d'observation classiques. De plus, les microfissures ne se propagent pas toutes et ne participent donc pas nécessairement au développement du réseau. Par contre elles participent à l'amorçage des mésolfissures. Par conséquent, les études menées se sont intéressées à l'amorçage des mésolfissures.

A ce stade de la fissuration, les mésolfissures ne sont toujours pas dans un régime de propagation de type Paris [Paris et Erdogan, 1963] mais sont peu dépendantes de la microstructure (*i.e.*, elles sont physiquement courtes mais microstructurellement longues [Miller, 1997]). Les différentes mésolfissures amorcées se propagent jusqu'à ce qu'une macrofissure prenne le pas sur les autres et se retrouve dans un mode de propagation de fissures longues qui peut cette fois être décrit dans la majorité des cas par une loi de type Paris. Les travaux de Chauvot et Sester [2000], dont un extrait est illustré en Figure 2.7, montrent parfaitement le processus de formation de la macrofissure depuis l'amorçage d'une microfissure.

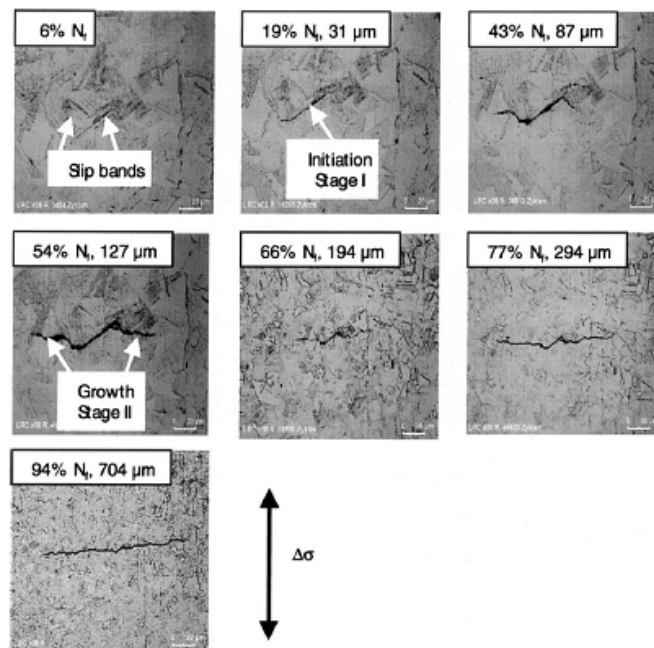


Figure 2.7 : Amorçage de fissures en fatigue observé par microscope optique sur répliques de surface [Chauvot et Sester, 2000] pour un acier inoxydable X6 CrNiNb 18-10 pour un essai à $R = -1$, amplitude de déformation totale imposée $\Delta\varepsilon_t/2 = 0,25\%$ et $N_f = 82\,000$ cycles.

Même si la première microfissure est apparue depuis longtemps, pour les mécaniciens traitant de l'endommagement comme défini par Kachanov [1958], l'endommagement est toujours nul. Les fissures sont trop courtes pour influencer sur le module d'élasticité du matériau. Elles ne sont donc pas encore "amorçées" au sens de l'endommagement décrit à partir de variables macroscopiques.

La définition de l'amorçage d'une fissure dépend largement de l'échelle à laquelle on cherche les fissures mais également de la modélisation que l'on compte utiliser par la suite. Avec une modélisation macroscopique, la fissure amorce lorsqu'elle est assez

grande pour influencer sur le comportement du matériau (ce qui correspond à 90% de la durée de vie). L'amorçage des premières microfissures peut commencer vers 10% de la durée de vie et l'amorçage des mésosfissures vers 60%.

1.2.2 Intérêt des essais menés par rapport aux études expérimentales existantes sur le suivi de multifissuration

Comme cela a été abordé dans le chapitre 1, le suivi de la multifissuration est un défi expérimental car il faut relever l'amorçage de fissures courtes et donc difficilement détectables sur une zone importante pour laquelle plusieurs fissures vont pouvoir s'amorcer.

Plusieurs auteurs se sont intéressés au multiamorçage des fissures en surface pour des essais de traction/compression oligocyclique ou lors d'essais FGNC en flexion rotative en utilisant la technique de répliques. Ochi et al. [1985] réalisent une étude statistique permettant de dégager un critère simple de coalescence entre fissures qui sera largement utilisé dans les différents modèles prenant en compte les interactions entre fissures. Magnin et al. [1985] quant à eux séparent les fissures courtes en plusieurs familles afin de suivre l'évolution des densités de fissures de chaque famille. Ces familles permettent de différencier les types de fissures : microfissures (dont la taille est inférieure à celle d'un grain), fissures courtes dépendant de la microstructure (dont la taille est comprise entre 1 grain et 3 grains), mésosfissures (comprise entre 3 et 10 grains) et enfin macrofissure (supérieure à 10 grains). Comme cela a été présenté dans la partie précédente, ce type de classement est très intéressant puisque les différentes fissures se comportent différemment. Il permet ainsi d'obtenir des évolutions de densités de fissures expérimentales qui seront utilisées et comparées aux résultats de simulations stochastiques [Bataille et Magnin, 1994] basées sur des tirages de Monte Carlo. L'aspect lié à la modélisation sera plus largement abordé au début du chapitre 3.

Un des autres objectifs des auteurs fut de s'intéresser aux mécanismes de formation d'une fissure macroscopique par coalescence de microfissures. Hoshide et Socie [1988] mettent notamment en compétition deux modes de propagation. Le premier correspond au mode de propagation des fissures longues (propagation par FIC) et le second par pure coalescence entre microfissures. Ils montrent notamment que lorsque la fissure a une longueur en surface qui est supérieure à quelques grains (mésosfissure) alors la coalescence a peu d'impact sur sa propagation.

Plusieurs campagnes d'essais ont été réalisées pour des chargements de torsion, traction-torsion, à température ambiante et à haute température. Levaillant [1984] propose une loi

$$N_a = N_r - 12N_r^{0,62} + 0,226N_r^{0,9} + 74 \quad (2.1)$$

qui permet de lier le nombre de cycles à l'amorçage N_a au nombre de cycles à rupture N_r . Weiss [1992] propose quant à lui une loi

$$\lambda = \lambda_0(\Delta\varepsilon_p/2)^4 \times N \quad (2.2)$$

permettant de lier la densité de fissures amorcées λ à l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ et au nombre de cycles N , λ_0 restant un paramètre à identifier. Les auteurs ont

également mis en évidence que le nombre de fissures courtes amorcées augmentait avec le chargement [Parkins et Singh, 1990; Bréchet *et al.*, 1992].

La technique d'observation in-situ par Microscope Longue Distance (MLD) à une échelle plus importante a également été utilisée [Malésys, 2007] et couplée à l'utilisation de la CIN. La zone d'observation était ainsi plus grande que les zones d'observation habituelles lors d'observations in-situ par microscopes optiques classiques tout en restant quand même assez faible ($2 \times 2 \text{ mm}^2$). La technique a montré ses possibilités pour détecter des fissures de tailles faibles (Figure 1.1). L'objectif de ces travaux était notamment de visualiser les zones de relaxations de contraintes entourant les fissures caractérisées par le champ de déplacement particulier qu'elles génèrent. Ces données ont ensuite été intégrées dans son modèle de multifissuration pour gérer l'écrantage entre fissures à travers la prise en compte de ces zones dites "d'obscurcissement". La loi

$$Z_{obs} = \pi ac \quad (2.3)$$

permet de relier la taille Z_{obs} de la zone écrantée à la demi-longueur de la fissure a et à sa profondeur c .

Enfin, c'est avec l'étude expérimentale de la fatigue thermique que le développement de réseaux de fissures macroscopiques a été observé. Néanmoins, ces essais sont complexes et il est généralement difficile de connaître le chargement mécanique imposé. Ainsi, plusieurs études expérimentales [Maillot, 2003] permettent d'avoir de nombreuses informations sur le comportement des réseaux de fissures mais il est très délicat de relier ces constatations aux variables mécaniques classiques.

L'intérêt est multiple pour continuer à mener ce genre d'essais de multifissuration. Même s'il existe déjà des résultats expérimentaux dans la littérature, ils sont finalement assez peu nombreux et a fortiori si l'on s'intéresse à un matériau particulier comme dans notre cas l'acier inoxydable 304L. L'objectif principal est donc de relancer des essais de fatigue pour lesquels un maximum de données sur la formation et le développement des réseaux de fissures doivent être enregistrées. Des essais équibiaxiaux seront également menés afin de se rapprocher du cas des chargements thermiques. Ces données serviront notamment à évaluer l'écart entre les nombres de cycles à l'amorçage et à la rupture, les vitesses de propagation des fissures courtes en fatigue uniaxiale et biaxiale ou encore les statistiques sur le développement des réseaux obtenus (densité de fissures, obscurcissement, coalescence). Ces données pourront naturellement être utilisées pour être comparées aux modélisations existantes ou pour proposer une nouvelle loi de multi-amorçage de fissures en fatigue (fin de ce chapitre).

La deuxième partie présente le protocole et les résultats obtenus pour la campagne d'essais uniaxiaux. La troisième partie introduit quant à elle la campagne en fatigue biaxiale réalisée sur la machine ASTRÉE au LMT Cachan. La quatrième partie présente la loi de multiamorçage proposée et compare les résultats obtenus avec les résultats expérimentaux ainsi que les résultats des travaux de Magnin et al. [1985]. Enfin la dernière partie conclut sur les travaux expérimentaux réalisés pendant la thèse.

2 Essais de multifissuration en fatigue mécanique uniaxiale

2.1 Protocole expérimental

Le protocole utilisé pour les essais uniaxiaux est assez simple puisqu'il consiste à placer un appareil photo numérique en face de l'éprouvette et à prendre des images à charge maximale périodiquement pendant l'essai. Ensuite, les méthodes de CIN présentées dans le premier chapitre sont utilisées en post-traitement afin de caractériser l'évolution de l'endommagement. Etant donné que les éprouvettes de fatigue classique sont cylindriques, il a été nécessaire d'adapter la géométrie afin de pouvoir obtenir une surface plane observable.

2.1.1 Géométrie d'éprouvette et état de surface

La géométrie des éprouvettes est reprise de travaux précédents [Polak et Zezulka, 2005; Malésys, 2007]. Il s'agit d'éprouvettes pour lesquelles un méplat a été usiné sur la partie utile (Figure 2.8). Le fait de réaliser ce méplat a deux conséquences principales. La première est de rendre la surface observable et la seconde est que cela crée une concentration de contrainte locale qui permet de localiser l'amorçage des fissures dans la zone observée.

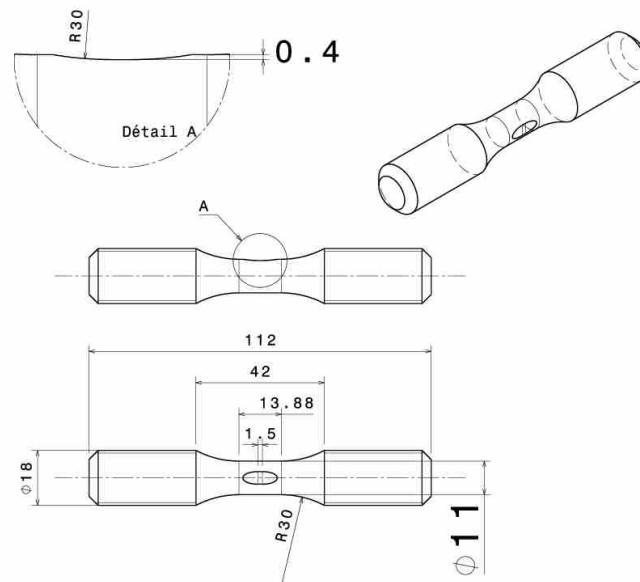


Figure 2.8 : Géométrie de l'éprouvette utilisée pour la campagne d'essais uniaxiale.

Le méplat ainsi que toute la zone utile de l'éprouvette subissent un polissage mécanique. Pour certaines éprouvettes, il est suivi d'un polissage électrolytique (attaque chimique à l'acide oxalique). Le fait de polir la surface d'observation de l'éprouvette a pour but d'éviter l'amorçage des fissures sur les stries d'usinage. L'état de surface après polissage est contrôlé par observation au microscope optique dont un exemple est donné en Figure 2.1. Lorsque la microstructure est bien visible après polissage électrolytique, elle peut être utilisée comme texture pour la CIN. Pour d'autres éprouvettes, seul le polissage mécanique est réalisé. La surface du méplat est ensuite recouverte d'un mouchetis de peinture blanche afin d'obtenir une texture utilisable pour la CIN. Ce type de texture (par mouchetis de peinture) a été utilisé lors de la campagne uniaxiale afin de préparer les essais biaxiaux pour lesquels il était impossible d'utiliser la texture naturelle du matériau.

Le fait d'utiliser la microstructure comme marqueur présente l'avantage d'avoir une texture très fine comparée aux tailles des gouttes de peinture composant un mouchetis obtenu par des moyens classiques. Le principal inconvénient est le fait que la microstructure se modifie pendant un essai. Il n'y a donc pas complètement conservation du niveau de gris. Néanmoins, pour la détection des fissures, cette solution est très efficace. La microstructure doit tout de même être particulière pour pouvoir être utilisée. Dans notre cas, les bandes de ferrites se sont révélées être nécessaires et suffisantes.

2.1.2 Protocole de mesure utilisé

Tous les essais réalisés sont de type traction/compression cyclique à rapport de charge $R = -1$ avec asservissement en effort. Les chargements réalisés vont de $F = \pm 16,9$ kN à $\pm 20,7$ kN. La fréquence de chargement était de 5 Hz. Pour les chargements les plus importants, la fréquence a été abaissée à 3 Hz afin d'éviter un échauffement trop important de l'éprouvette. La plupart des éprouvettes est usinée et chargée dans le sens longitudinal de la tôle. Certaines éprouvettes ont toutefois été prélevées dans le sens transverse mais aucun effet sur l'amorçage des fissures n'a été constaté. Les prises d'images sont réalisées à l'aide d'un appareil photo CANON EOS 5D avec objectif macro CANON MPE 65 mm. Le nombre d'images qui peut être acquis pendant l'essai est complètement libre. Il est ainsi possible de prendre une image tous les cycles comme une image tous les 100 000 cycles. La prise d'image est pilotée directement par la machine de fatigue et ne prend que quelques dixièmes de secondes. Afin de réaliser l'image dans les meilleures conditions, l'éprouvette est maintenue à charge maximale pendant 1 seconde puis déchargée (retour à charge nulle) avant de reprendre le cyclage.

Pour certains essais, la mesure de champ par CIN est couplée à la prise de réplique. L'objectif est ainsi de pouvoir s'assurer des performances de détection par CIN. La prise de réplique se fait par contre manuellement, il est nécessaire d'interrompre l'essai, de mettre l'éprouvette en traction et d'appliquer le matériau sur la surface pendant quelques minutes (≈ 3 min). Le matériel utilisé pour la prise de répliques est tiré de [Nadot *et al.*, 2009]. Une fois les répliques obtenues, elles sont observées en microscopie optique et les mesures des tailles de fissures sont réalisées par microscopie optique (Figure 2.10). Il est ainsi possible de suivre l'amorçage et la propagation de fissures courtes ($> 50 \mu\text{m}$) comme

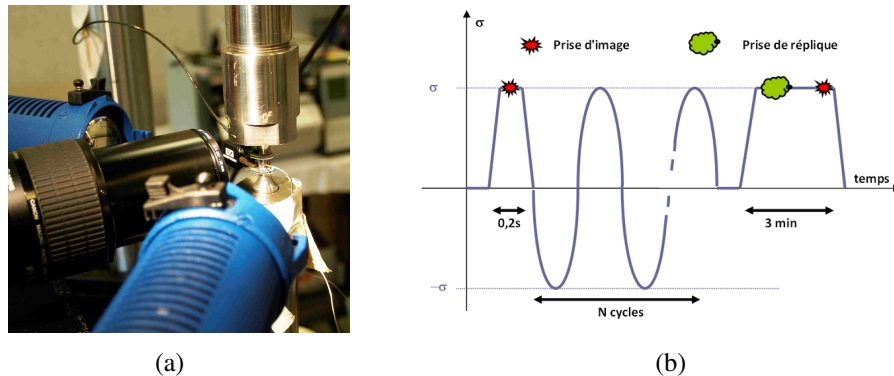


Figure 2.9 : (a) Présentation du montage expérimental (éprouvette avec méplat montée dans la machine, objectif macro MPE 65mm de l'appareil photo numérique CANON EOS 5D et éclairage par spots DEDOCOOL placés de chaque côté de l'objectif). (b) Protocole de chargement et de mesure utilisé.

cela a déjà été abordé dans le chapitre 1. La Figure 2.10 présente un suivi de microfissures observées par répliques.

En plus du suivi d'endommagement par CIN et des répliques au cours de l'essai, les mesures plus classiques de déformation par extensomètre et de température par thermocouples sont réalisées. Pour les essais avec répliques, il aurait été nécessaire de démonter l'extensomètre à chaque prise d'empreinte avec le risque de rayer la surface d'observation. Nous avons donc choisi de ne pas utiliser d'extensomètre pour ces essais, la mesure de déformation étant faite dans ce cas uniquement par CIN.

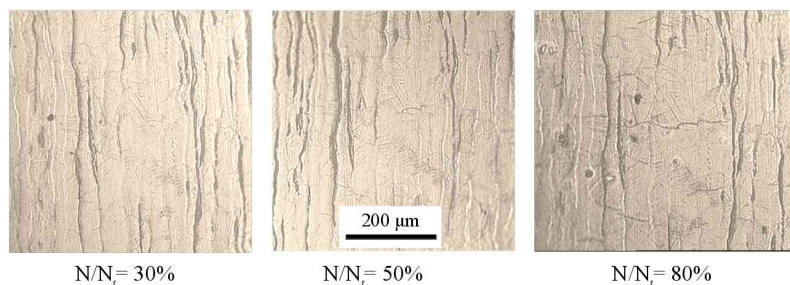


Figure 2.10 : Exemple de suivi d'amorçage d'une mésolfissure annexe par observation de répliques pour un essai à $\pm 20,7$ kN.

2.2 Résultats

Ces essais fournissent une quantité importante de données utilisables. Elles n'ont pas toutes été traitées. Les différents résultats relevés sont :

- l'évolution de la déformation pendant l'essai (notamment afin de pouvoir choisir une déformation représentative à adoucissement cyclique maximum) ;
- le nombre de cycles correspondant à l'amorçage de la fissure principale ;
- le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette ;
- l'évolution de la densité de fissures au cours de l'essai obtenu par CIN ;
- le nombre de coalescences en fonction des dimensions des fissures ;
- la propagation en surface de la fissure principale.

Les données expérimentales présentées dans cette partie seront utilisées pour comparaison avec la modélisation dans le chapitre 3. D'autres données ne sont pas utilisées comme l'évolution de la longueur de fissure totale cumulée, l'évolution des zones obscurcies (ou déchargées), l'évolution des vitesses de propagation des fissures courtes, etc.

2.2.1 Comportement cyclique

Pour tous les essais menés, on retrouve le comportement attendu du matériau, c'est-à-dire une phase de durcissement primaire puis une phase d'adoucissement et enfin une phase de durcissement secondaire. La Figure 2.11(a) présente l'adoucissement cyclique puis le début du durcissement secondaire observé par l'évolution des amplitudes de déformation (la contrainte est imposée). Il est également possible de constater que même pour des chargements de faibles amplitudes les boucles contrainte/déformation sont importantes (Figure 2.11(b)). Ceci est une des particularités du matériau. De ce fait, le matériau dissipe beaucoup d'énergie et plastifie macroscopiquement même pour des chargements proches de l'endurance. Il est impossible de charger le matériau à une fréquence élevée (> 10 Hz) pour ne pas obtenir une température d'éprouvette trop importante.

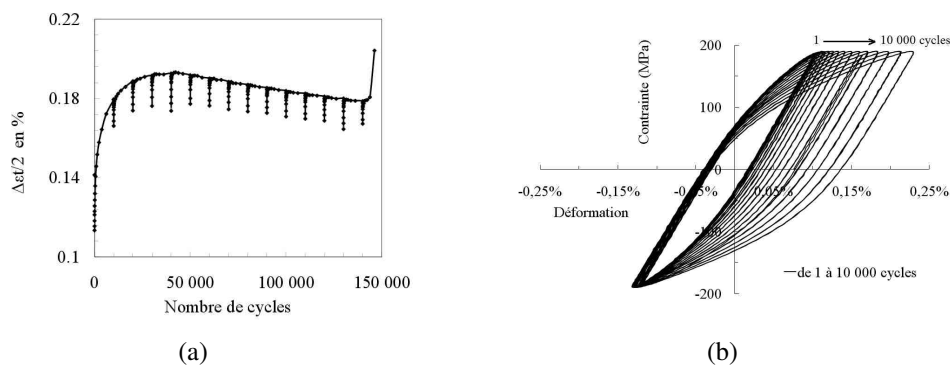


Figure 2.11 : (a) Evolution de l'amplitude de déformation totale mesurée par extensomètre lors d'un essai de fatigue à $\pm 17,8$ kN, 4 Hz (les chutes correspondent aux prises d'images). (b) Adoucissement cyclique du matériau observé sur les boucles contrainte/déformation sur les 10 000 premiers cycles et pour le même essai.

Afin de pouvoir comparer les résultats, les chargements mécaniques sont extraits à adoucissement maximum. Une étude récente [Vincent et Chaise, 2010] a montré qu'en

prenant les amplitudes de déformation et de contrainte à adoucissement cyclique maximum on obtenait une bonne correspondance des résultats sur les courbes de fatigue entre des essais à contrainte imposée et des essais à déformation imposée.

2.2.2 Durée de vie à rupture

Pour pouvoir comparer nos résultats expérimentaux avec la courbe S-N du matériau obtenue avec des essais de fatigue plus classiques sur une géométrie d'éprouvette homogène, il convient de définir quelle contrainte est retenue du fait de la présence du méplat. Afin de quantifier l'effet du méplat, un modèle numérique a été utilisé et des simulations élastoplastiques ont été lancées pour estimer le facteur de concentration de contrainte local. Il est également possible d'en déduire un facteur de concentration de déformation.

Dans le cas d'un essai avec éprouvette de fatigue classique, la déformation et la contrainte sont considérés comme homogènes dans la zone utile de l'éprouvette. Il est donc possible de calculer la variation de contrainte selon la formule suivante

$$\Delta\sigma_{nom} = \frac{\Delta F}{S} \quad (2.4)$$

avec ΔF la variation cyclique d'effort et $S = \pi R^2$ la section de l'éprouvette dans la zone utile. La variation de déformation mesurée par un extensomètre permet de tracer les points de la Figure 2.2. Concernant nos essais, il est également possible de définir comme pour l'équation (2.4) une contrainte nominale au centre du méplat

$$\Delta\sigma_{nom} = \frac{\Delta F}{S_c} \quad (2.5)$$

avec S_c la surface au centre du méplat. Cette contrainte correspond à la contrainte nominale non corrigée. De même la déformation mesurée par extensométrie correspond à la déformation nominale non corrigée.

Afin d'identifier un facteur de correction à appliquer aux mesures expérimentales, des simulations élastoplastiques par éléments finis ont été lancées avec le code CAST3M. Un quart de l'éprouvette est modélisé et maillé par des éléments finis tétraédriques à interpolation linéaire du champ de déplacement. La loi de comportement comporte un écrouissage isotrope (non utilisé dans notre cas) et deux variables d'écrouissage cinématique non-linéaires. Les équations constitutives de ce modèle, appelé dans CAST3M modèle plastique à écrouissage de type Chaboche, sont décrites par

$$\begin{aligned} f(\boldsymbol{\sigma}) &= J_2(\boldsymbol{\sigma} - X) - R(p) \leq 0 \\ dX_i &= C_i(2/3A_i\boldsymbol{\varphi}(p)d\boldsymbol{\varepsilon}_p - X_i dp) \\ dR &= B(R_m - R)dp \\ X &= X_1 + X_2 \\ R(0) &= R_0 \\ \boldsymbol{\varphi}(p) &= 1 + (\boldsymbol{\psi} - 1)\exp(-\Omega p) \end{aligned} \quad (2.6)$$

Les paramètres dépendant du matériau sont identifiés à partir de plusieurs boucles de comportement (de 170 MPa à 210 MPa) enregistrées au moment de l'adoucissement cyclique maximal que l'on choisit par ailleurs comme étant le comportement "stabilisé" du matériau. Leur valeur est donnée dans le Tableau 2.1. On ne cherche pas à décrire l'évolution du comportement cyclique du matériau au cours des cycles ce qui explique que l'on bloque l'évolution cyclique de l'écrouissage isotrope ($R_0 = R_m$ et $B = 0$) et de l'écrouissage cinématique ($\psi = 1$ et $\Omega = 0$).

A_1	C_1	A_2	C_2	ψ	Ω	R_0	R_m	B
75	3500	145	170	1	0	95	95	0

Tableau 2.1 : Paramètres utilisés.

La Figure 2.12 compare les résultats obtenus pour les deux niveaux de chargements extrêmes. Les valeurs de déformations expérimentales sont obtenues par extensométrie à partir d'essais sur éprouvettes non entaillées. Les valeurs numériques de déformations sont obtenues par extraction du déplacement d'un noeud de surface se situant au niveau théorique de la mesure expérimentale par extensométrie. Cette méthode de comparaison est ainsi également utilisable pour des éprouvettes entaillées. La Figure 2.13 illustre le maillage utilisé ainsi qu'un exemple de résultat de champ de contrainte équivalente de von Mises.

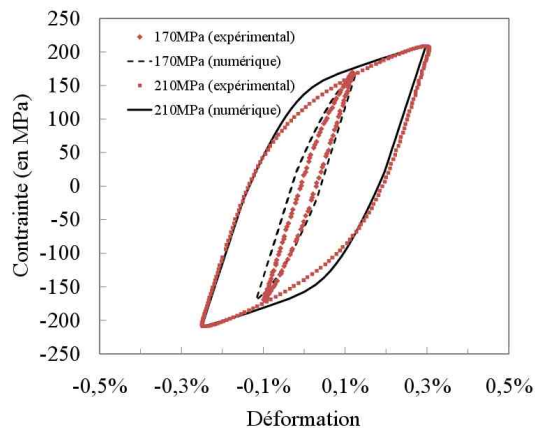


Figure 2.12 : Boucles de comportement expérimentales et simulées.

On observe une localisation de la contrainte et de la déformation sur la surface du méplat. Le rapport de concentration de contrainte maximum obtenu est défini comme le rapport entre la contrainte uniaxiale maximale en surface du méplat et la contrainte

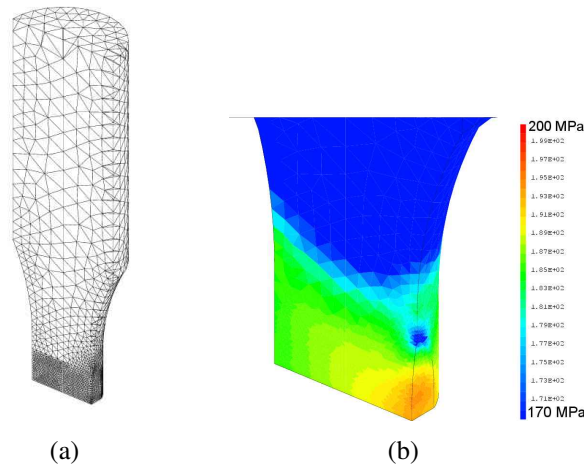


Figure 2.13 : (a) Maillage de l'éprouvette uniaxiale, (b) Exemple de résultat de répartition de contraintes de von Mises dans la zone utile (à chargement maximal) pour un essai à $\pm 17,8$ kN ($\Delta\sigma_{nom} = 190$ MPa).

moyenne (égale à la contrainte nominale) dans la section, soit

$$\sigma_{max} = K_{\sigma} \times \sigma_{nom} = K_{\sigma} \frac{F}{S_c} \quad (2.7)$$

avec la surface S_c valant

$$S_c = (\pi - \theta)R^2 + \frac{bh}{2} \quad (2.8)$$

et

$$\theta = \cos^{-1}(h/R) \quad (2.9)$$

Les différents paramètres géométriques sont notés sur la Figure 2.14. Dans notre cas $S_c = 93,9$ mm².

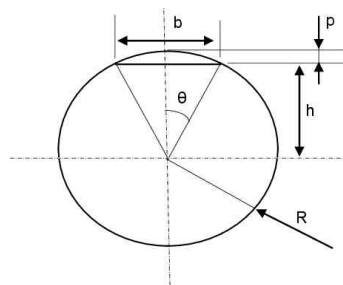


Figure 2.14 : Paramètres géométriques de définition du méplat.

Le Tableau 2.2 présente les résultats numériques obtenus pour la contrainte nominale (moyenne sur toute la section), la contrainte maximale dans la direction longitudinale

calculée, le coefficient de concentration de contrainte K_σ mais également, la déformation moyenne (telle qu'elle est mesurée par extensométrie) et la déformation maximale sur la surface du méplat (dans la direction longitudinale). Un rapport de concentration de déformation est également calculé.

Effort imposé (kN)	σ_{nom}^{num} (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ_{max} (%)	$\epsilon_{extenso}^{num}$ (%)	K_σ	K_ϵ
17,8	189,5	199	0,215	0,178	1,05	1,21
19,72	210	224	0,35	0,28	1,07	1,23
21,6	230	248	0,5	0,4	1,08	1,25

Tableau 2.2 : Evaluation numérique de la concentration de contrainte due au méplat.

On obtient une concentration de contrainte K_σ qui varie de 1,05 à 1,08. Le coefficient de concentration de déformation K_ϵ varie quant à lui de 1,21 à 1,25. Cette étude numérique permet ainsi de mettre en évidence l'influence du méplat sur le chargement local où l'amorçage des fissures se produit. Ainsi, il est possible d'appliquer une correction sur la contrainte nominale afin de prendre en compte l'effet du méplat. Par soucis de simplification, le facteur K_σ est fixé à 1,06.

Concernant K_ϵ , une deuxième évaluation a été réalisée de manière expérimentale afin d'obtenir une bonne équivalence entre mesure de déformation par extensomètre et mesure de déformation par CIN. Lors des essais, il est risqué de chercher à obtenir la valeur maximale pour plusieurs raisons. La première est que la valeur maximale sera fortement dépendante de l'incertitude liée à la mesure de champ qui n'est pas complètement négligeable (cf. Tableau 1.1). De plus, la valeur maximale est dépendante de l'hétérogénéité microstructurale (vu l'échelle à laquelle les déformations sont calculées). Par conséquent, il est préférable de réaliser une moyenne de la déformation sur la zone centrale du méplat.

Un essai particulier a donc été mené. Il consiste à cycler le matériau pour différents niveaux de chargements et de mesurer pour chaque niveau la déformation par extensométrie et par CIN. Pour chaque niveau d'amplitude de contrainte allant de 170 MPa à 220 MPa, 20 cycles de traction-compression sont réalisés puis 2 images sont prises : la première à chargement nul et la seconde à chargement maximum. La Figure 2.15 présente la localisation des deux types de mesures par rapport au méplat ainsi que le protocole de chargement utilisé. La comparaison est donnée sur la Figure 2.16.

On obtient un rapport K_ϵ qui varie cette fois de 1,2 à 1,3. Le facteur correctif utilisé est choisi comme étant constant et valant 1,2. Ce facteur correctif est donc appliqué sur les déformations mesurées par extensomètre

$$\Delta\epsilon_{CIN} = 1,2 \times \Delta\epsilon_{extenso} \quad (2.10)$$

Un deuxième aspect serait à prendre en compte pour la correction des résultats obtenus, à savoir l'effet d'échelle. En effet, la surface qui subit le chargement σ_{max} représente près

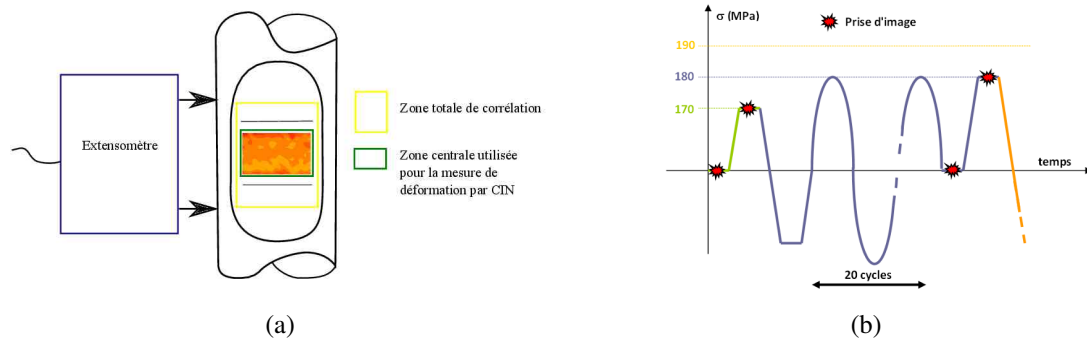


Figure 2.15 : (a) Schéma de la localisation des deux types de mesures réalisées. (b) Protocole de chargement utilisé pour quantifier l'écart entre les deux mesures réalisées.

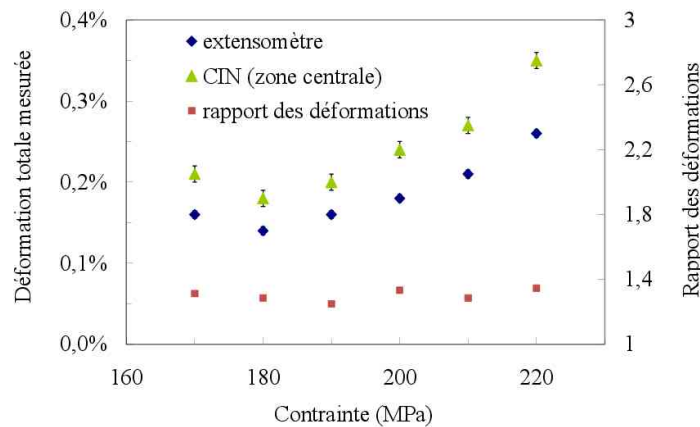


Figure 2.16 : Résultat de l'essai de caractérisation de la concentration de contraintes par mesures de CIN.

de la moitié de la surface du méplat soit $\approx 20 \text{ mm}^2$. Dans le cas des essais de fatigue classiques, la surface de l'éprouvette soumise au chargement σ_{nom} représentait toute la surface utile de l'éprouvette soit $\approx 350 \text{ mm}^2$. Le fait que l'aire de la surface chargée soit très différente induit un effet d'échelle dont il faudrait tenir compte a minima au niveau de la limite d'endurance. Le lien entre limite d'endurance $\Delta\Sigma_F$ et la surface effective S_{eff} peut être quantifié par la théorie de Weibull notamment utilisée par Malésys [2007] dans le cas de cet acier. La probabilité de rupture à l'endurance $P_F(\Delta\Sigma_F)$ s'exprime selon

$$P_F(\Delta\Sigma_F) = 1 - \exp \left[-\lambda_0 \left(\frac{\Delta\Sigma_F}{\Sigma_0} \right)^m S_{eff} \right] \quad (2.11)$$

Pour un choix de probabilité de rupture fixé et pour des surfaces de chargements différentes S_1 (ep. fatigue classique) et S_2 (ep. avec méplat), il est possible de calculer l'in-

fluence sur la limite d'endurance avec prise en compte de l'effet d'échelle selon

$$\Delta\sigma_F(S_2) = \Delta\sigma_F(S_1) \left(\frac{S_1}{S_2}\right)^{1/m} \quad (2.12)$$

On peut constater que l'effet d'échelle est largement dépendant du paramètre de Weibull m . Ce paramètre a été identifié à partir des résultats à l'endurance et vaut 41. Cette valeur est très importante et traduit la faible dispersion des résultats en fatigue obtenus avec ce matériau (en termes de niveau de chargement). Même si la différence entre les deux surface S_1 et S_2 est importante, on obtient une limite d'endurance $\Delta\sigma_F(S_2) = 1,07 \times \Delta\sigma_F(S_1)$.

Par conséquent, pour ce matériau l'influence de l'effet d'échelle pour des chargements supérieurs à la limite d'endurance devrait être complètement négligeable. Il n'est donc pas pris en compte.

Les différentes courbes de fatigue obtenues sont présentées dans les Figures 2.17 et 2.18. Ces Figures présentent les courbes S-N non corrigées et corrigées ainsi que les courbes de fatigue (en $\Delta\varepsilon_{totale}$ -N). On constate que les courbes non corrigées sont légèrement en dessous des points existants. La correction (application des facteurs correctifs $K_\sigma = 1,06$ et $K_\varepsilon = 1,2$) permet de ramener les points au niveau de la courbe initiale. L'influence du méplat est donc faible mais tout de même non négligeable.

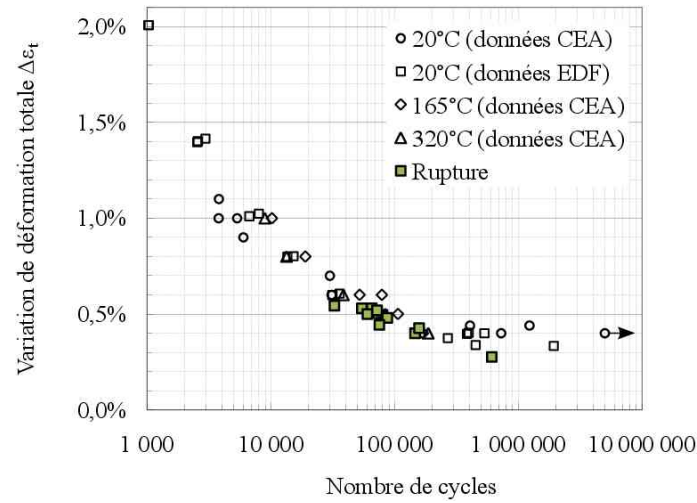
2.2.3 Durée de vie à l'amorçage

Les résultats précédents ont permis de relier les durées de vie obtenues à celles des essais déjà réalisés. Néanmoins les résultats existants ne donnent accès qu'aux nombres de cycles à rupture. Il est possible par la méthode de CIN décrite dans le chapitre 1 pour nos essais de détecter le nombre de cycles à l'amorçage de la fissure principale lorsque sa longueur en surface est de l'ordre de 200 μm (soit ≈ 5 grains). Pour chaque essai, il est ainsi possible de reporter sur les courbes de fatigue les nombres de cycles à l'amorçage (Figure 2.19).

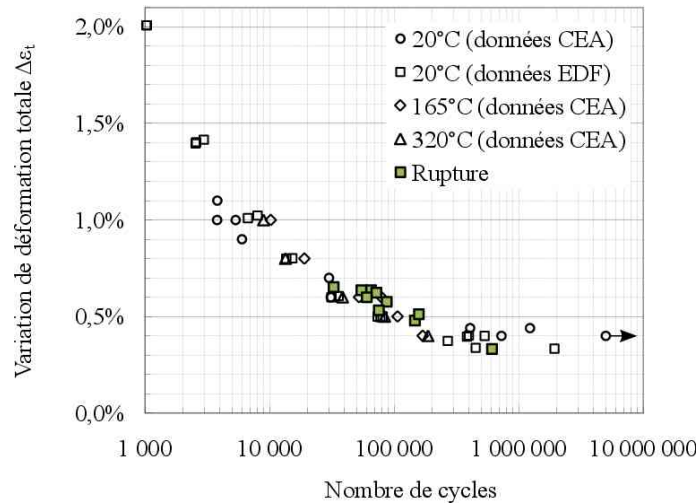
On constate que l'écart entre N_a et N_r est plus important lorsque le chargement est faible. L'évolution du rapport entre le nombre de cycles à amorçage de la fissure et le nombre de cycles à rupture est tracée et comparée à la formule proposée par Levailant (équation (2.1)).

On constate que plus le chargement est faible (cas de la FGNC) plus la part de la propagation est importante. Ces résultats peuvent alors être comparés aux résultats de fatigue thermique pour lesquels seul le nombre de cycle à l'amorçage est disponible (pas de rupture de l'éprouvette). Néanmoins, les tailles des fissures détectées en fatigue thermique notamment lors des essais SPLASH étaient de l'ordre de 100 μm alors que dans notre cas, les tailles sont comprises entre 150 et 200 μm .

Plusieurs auteurs [Weiss, 1992; Amiable, 2005] font l'hypothèse que la phase de propagation est négligeable devant la phase d'amorçage et qu'il est possible de confondre



(a)

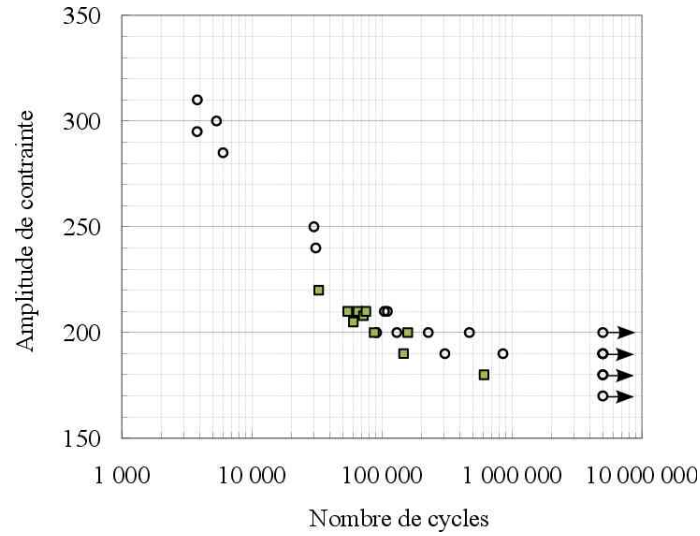


(b)

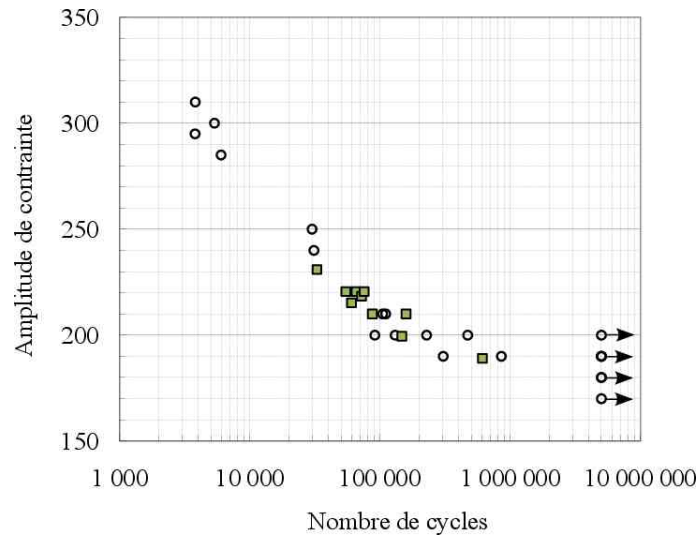
Figure 2.17 : (a) Comparaison des durées de vie obtenues aux résultats existants en déformation totale sans correction. La déformation totale à adoucissement maximal est retenue pour la comparaison. Les essais existants sont à déformation imposée. (b) Comparaison des durées de vie obtenus avec correction des déformations totales liée à la présence du méplat.

le nombre de cycles à l'amorçage et le nombre de cycles à rupture pour les essais de fatigue mécanique. Les essais que nous avons réalisés montrent que pour des chargements faibles la propagation est lente et qu'elle représente près de 50% de la durée de vie (temps pour passer d'une fissure d'une longueur en surface de 300 μm à 3 mm). Cette hypothèse semble donc très forte pour des chargements faibles.

Avant de pouvoir comparer les résultats multiaxiaux de fatigue thermique de Maillot [2003] à nos résultats de fatigue mécanique uniaxiale, il faut au préalable faire un choix



(a)



(b)

Figure 2.18 : (a) Comparaison des durées de vie obtenues (carrés) aux résultats existants (cercles) en contrainte sans correction. Pour les essais existants menés à déformation imposée, la contrainte à adoucissement maximal est retenue. (b) Comparaison des durées de vie obtenus avec correction des contraintes liée à la présence du méplat.

sur le type de déformation (ou de contrainte) équivalente qui servira de comparaison. Amiable [2005] a réalisé une modélisation 3D par éléments finis du cas expérimental de Maillot. A l'aide d'un modèle élasto-plastique, il déduit des chargements thermiques des déformations totales équivalentes de type von Mises selon

$$\Delta \epsilon_t^{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \Delta \epsilon_{ij}^D \Delta \epsilon_{ij}^D} \quad (2.13)$$

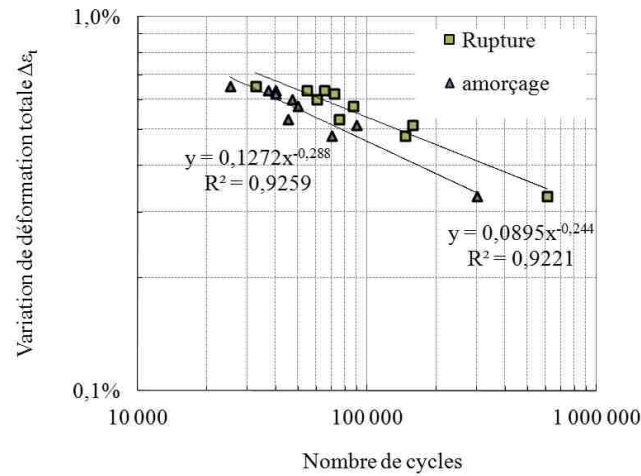


Figure 2.19 : Courbe de fatigue avec nombres de cycles à l’amorçage des macrofissures reportés.

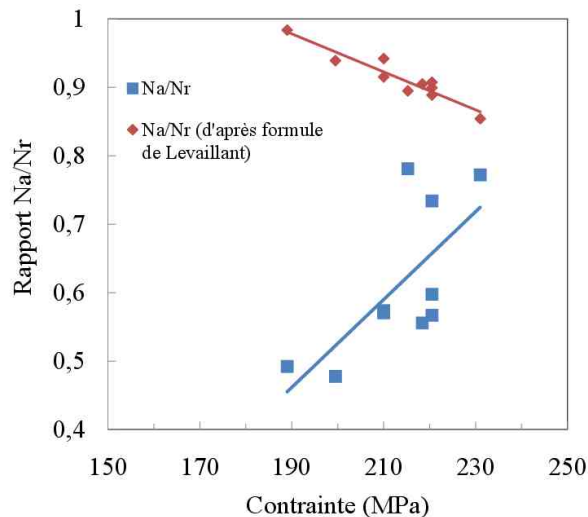
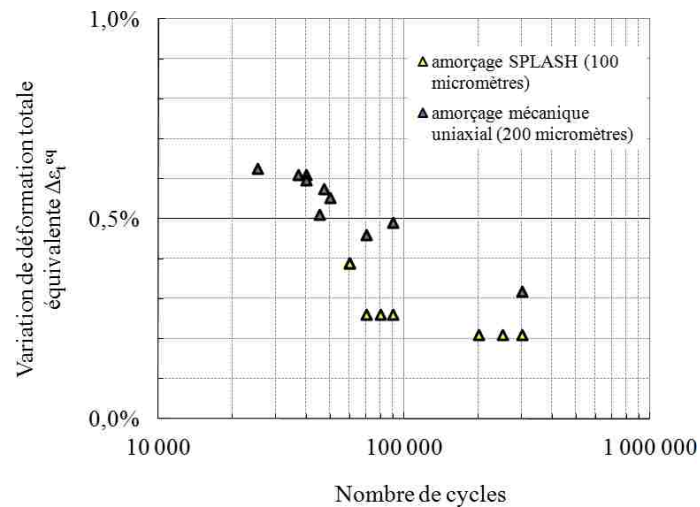


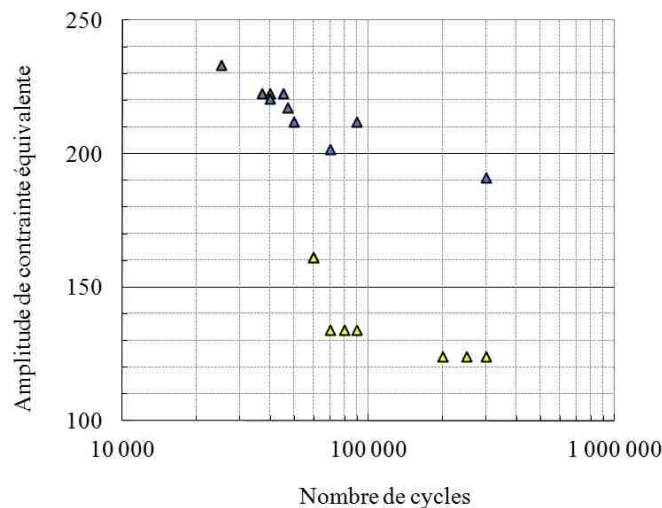
Figure 2.20 : Evolution du rapport entre le nombre de cycles à l’amorçage N_a et le nombre de cycles à rupture N_r . Comparaison avec la formule proposée par Levaillant.

avec $\Delta\varepsilon_{ij}^D$ les composantes du déviateur de la déformation totale. Il déduit également les amplitudes de contraintes équivalentes de von Mises. Afin de pouvoir comparer ces résultats à ceux obtenus pendant la thèse, il est nécessaire de calculer également pour le cas uniaxial une déformation équivalente (selon l’équation (2.13)). Cette déformation équivalente est obtenue d’après les simulations numériques. On remarque qu’elle est légèrement inférieure à la déformation maximale ($\Delta\varepsilon_t^{eq} \approx 0,95 \times \Delta\varepsilon_t^{max}$). La contrainte équivalente de von Mises est par contre quasiment égale à la contrainte principale maximale calcu-

lée. Il est ainsi possible de reporter sur deux graphes les résultats à l'amorçage obtenus lors de nos essais et les résultats à l'amorçage sur SPLASH pour les chargements équivalents calculés par Amiable. La Figure 2.21(a) présente la comparaison en variation de déformation totale équivalente et la Figure 2.21(b) en amplitude de contrainte équivalente. Tous nos essais sont à contrainte imposée et la déformation n'est pas stabilisée, il a donc été nécessaire de choisir une déformation équivalente qui se trouve être la déformation à adoucissement maximal du matériau.



(a)



(b)

Figure 2.21 : (a) Comparaison en variation de déformation totale équivalente des nombres de cycles à amorçage obtenus en fatigue mécanique uniaxiale et thermique (essais SPLASH [Maillot, 2003]). (b) Comparaison en amplitude de contrainte des nombres de cycles à amorçage obtenus en fatigue mécanique uniaxiale et thermique.

La comparaison en Figure 2.21(b) montre un effet apparemment très aggravant de la fatigue thermique sur la durée de vie. Ce résultat est logique dans la mesure où les essais de fatigue thermique et de fatigue isotherme n'ont pas été réalisés à la même température. La courbe de fatigue en contrainte du matériau est en effet décroissante en fonction de la température [Mottot et Noblecourt, 2002]. Il est donc plus judicieux de s'intéresser à la comparaison en termes d'amplitude de déformation (Figure 2.21(a)) puisque la courbe de fatigue en déformation est peu sensible à la température (Figure 2.2). On peut ainsi constater que les déformations mesurées lors de nos essais à mi-durée de vie sont plus proches des résultats de fatigue thermique que dans la représentation proposée sur la Figure 2.4. Il reste toutefois un décalage non négligeable entre les deux courbes.

2.2.4 Suivi d'endommagement par CIN

Le premier chapitre a détaillé l'utilisation pratique des techniques de CIN pour détecter l'amorçage des microfissures. Cette méthode permet d'obtenir plusieurs indicateurs d'endommagement. Ici, le choix est fait de suivre l'évolution de la densité de fissures définie comme le nombre de fissures amorcées divisé par la surface totale d'amorçage de fissures. Un exemple de suivi réalisé lors de nos essais est illustré dans la partie 4.2.1 du premier chapitre.

L'analyse plus précise des champs de déplacements montre que plusieurs zones de l'éprouvette sont plus denses en fissures. Ces zones correspondent aux zones les plus chargées. Si l'éprouvette est parfaitement alignée alors nous nous trouvons dans le cas des simulations élasto-plastiques présentées précédemment. Dans ce cas la zone la plus chargée est au centre de l'éprouvette en pied de congé (Figure 2.22). On observe alors que les zones des congés sont plus denses en fissures que le reste de l'image (Figure 1.21).

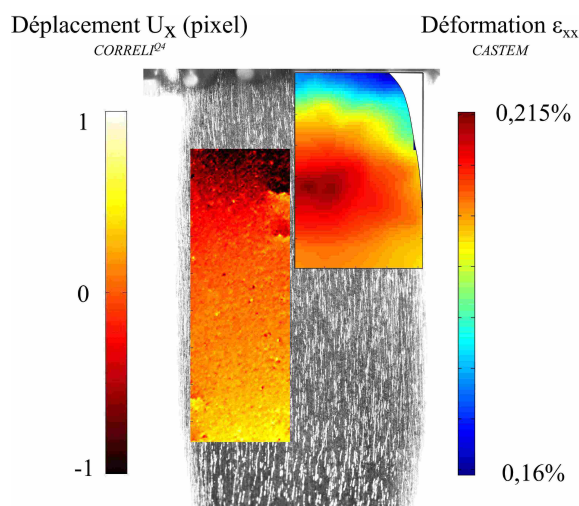


Figure 2.22 : Localisation de l'amorçage observé par CIN et localisation de la déformation observée par simulation numérique.

Dans le cas où l'alignement des mors de la machine n'est pas parfait, alors la zone la plus chargée se situe toujours en pied de congé du méplat mais sur un des deux bords de l'éprouvette (Figure 2.23). S'il est possible de corriger cet effet lié au méplat pour l'établissement des durées de vie, cela peut poser un problème si on s'intéresse aux statistiques d'amorçage multiple de fissures. Une quantification de l'hétérogénéité a donc été réalisée d'après les résultats des simulations numériques. La Figure 2.22 présente un champ de déformation obtenu par simulation. Une zone de taille équivalente à celles utilisées en CIN est considérée pour calculer la moyenne et l'écart type de la distribution obtenus pour différentes variables : contrainte, déformation totale et déformation plastique pour différents niveaux de chargements. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 2.3.

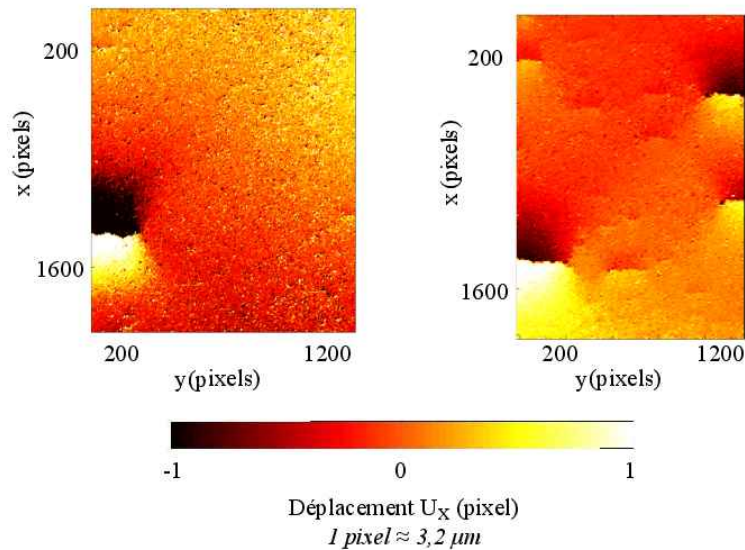


Figure 2.23 : Amorçage sur les bords du méplat lié à un défaut d'alignement des mors.

Effort imposé (kN)	Moyenne(σ) (MPa)	Ecart-type(σ) (MPa)	Moyenne(ϵ) (%)	Ecart-type(ϵ) (%)
17,8	194	0,29	0,21	0,00014
Moyenne(ϵ_p) (%)	Ecart-type(ϵ_p) (%)			
0,11	0,00012			

Tableau 2.3 : Evaluation de l'hétérogénéité du chargement en surface du méplat.

On constate que l'hétérogénéité pour les différentes variables est très faible. Ainsi pour l'évaluation des densités de fissures amorçées, l'hypothèse que la surface est chargée

de manière homogène est conservée. Par contre, elle ne peut pas l'être si on s'intéresse à la localisation des premiers amorçages qui est clairement influencée par la présence du congé. Cette évaluation ne tient évidemment pas compte du défaut d'alignement des mors. La Figure 2.24 présente le bilan de l'évolution des densités de fissures pour l'ensemble des essais uniaxiaux menés. Les densités expérimentales obtenues s'étalent de 0,2 à 3 fissures/mm². Ces densités sont assez proches de celles obtenues dans les réseaux de fatigue thermique (0,5 à 2 fissures/mm²) mais pour des chargements équivalents calculés plus faibles.

Une deuxième constatation importante est que pour des chargements faibles (proches de l'endurance), toutes les fissures observables ont le temps de s'activer (la densité de fissures sature bien avant la fin de l'essai). Par contre, pour les chargements plus importants (durées de vie < 10⁵ cycles), la densité de fissures observables continue de croître même à la fin de l'essai. On peut donc conclure que ces essais nous permettent d'avoir accès au nombre maximum de fissures amorçables pour les chargements faibles. Pour les chargements forts, la densité maximale de fissures en fin d'essai est forcément inférieure à la densité totale de fissures amorçables (sans propagation). L'approximation de croissance linéaire faite par Weiss [1992] de la densité en fonction du nombre de cycles N est plutôt confirmée par nos essais pour des fissures assez longues.

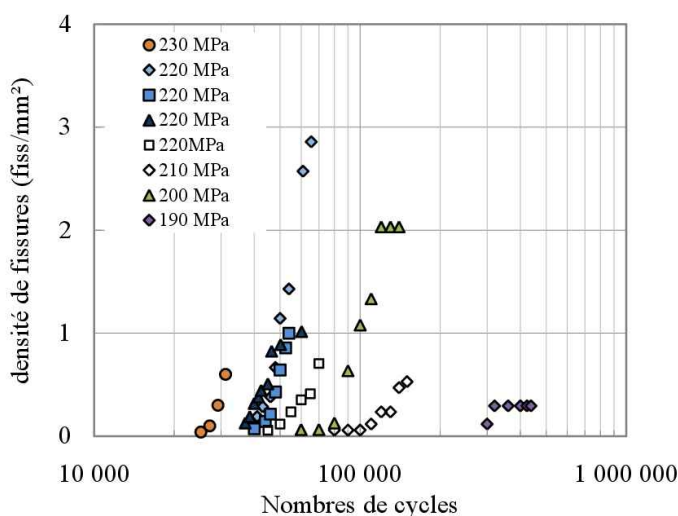


Figure 2.24 : Compilation des évolutions de densités de fissures pour différents cas de chargements.

2.2.5 Statistiques de coalescence

Les interactions entre fissures peuvent également être observées. Les zones de relaxation du chargement entourant les fissures sont largement visibles sur les cartes de champs de déplacement (comme sur la Figure 2.23 par exemple). Il est impossible de par la taille

des fissures de visualiser les zones d'amplification du chargement en pointe de fissure. Néanmoins, il est possible de visualiser sur les cartes de déformation les coalescences entre fissures. La Figure 2.25 montre 3 champs de déformation obtenus à différents instants de la durée de vie (100 000, 110 000 et 120 000 cycles) et présentant de nombreuses fissures qui coalescent.

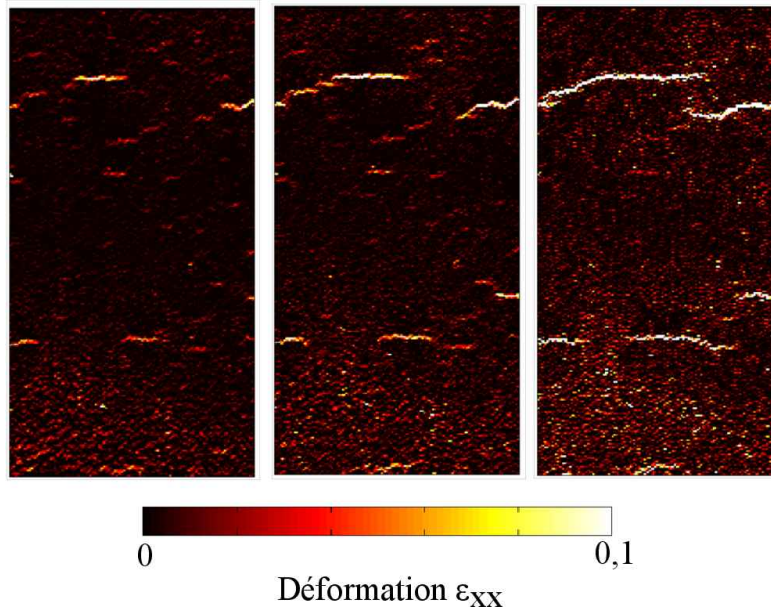


Figure 2.25 : Champ de déformation longitudinale pour un essai à 190 MPa à 3 instants de la durée de vie.

Ochi et al. [1985] proposent un critère simple de coalescence

$$d = H(L_1 + L_2) \quad (2.14)$$

qui relie la longueur totale des deux fissures ($L_1 + L_2$) à la distance d entre les points des fissures. Il identifie par ses essais de flexion rotative le paramètre H à 0,11 pour l'acier A304. A l'aide des cartes obtenues, il est possible de tracer ce même type de résultats. Pour cela, lorsque des fissures proches coalescent ou au contraire ne coalescent pas, la longueur totale ($L_1 + L_2$) est relevée ainsi que la distance inter-fissure perpendiculaire à la direction des deux fissures. Le résultat est illustré sur la Figure 2.26. Même si le nombre de points reste faible et la dispersion des résultats très importante, le critère proposé par Ochi et al. [1985] semble être cohérent avec nos résultats expérimentaux.

2.2.6 Suivi de la propagation de fissures principales par CIN

Comme cela a été présenté dans le chapitre 1, la CIN est également utilisée pour obtenir la propagation de la fissure principale de 150 μm jusqu'à 3 mm pour les différents niveaux de chargements. Les courbes de propagation sont données sur la Figure 2.27.

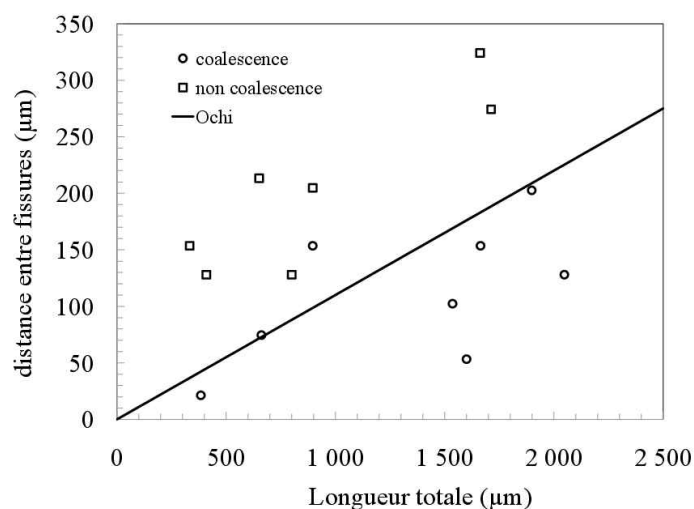


Figure 2.26 : Résultat des statistiques de coalescence comme présenté par Ochi et al. [1985].

2.3 Bilan des essais uniaxiaux

Les différents essais de fatigue uniaxiaux menés pendant la thèse ont permis de détecter l'apparition de fissures courtes appelées mésolfissures dont la longueur en surface est supérieure à 150 µm. Pour observer et quantifier le phénomène de multi-amorçage par CIN, un méplat a dû être usiné sur la partie utile de l'éprouvette. La présence du méplat entraîne une légère concentration de contrainte en surface qui permet de localiser l'amorçage des fissures dans la zone observable. L'influence du méplat sur les résultats de durée de vie a tout d'abord été prise en compte. Ensuite plusieurs résultats ont été obtenus : l'évolution des densités de fissures, les durées de vie à rupture et à amorçage, des statistiques de coalescence ainsi que des courbes de propagation de fissures macroscopiques.

Plusieurs conclusions peuvent être faites :

- pour les chargements testés, la part de durée de vie due à la propagation ne peut pas être négligée et représente jusqu'à 50% de la durée de vie totale ;
- le fait de prendre en compte une correction sur l'amorçage ne permet néanmoins pas de retomber sur les durées de vie obtenues en fatigue thermique par les essais SPLASH ;
- une grande dispersion sur la densité de fissures amorcées a été observée ;
- certains essais ont amorcé plus de 2 fissures par mm², ce qui est de l'ordre de grandeur des densités observées en fatigue thermique.

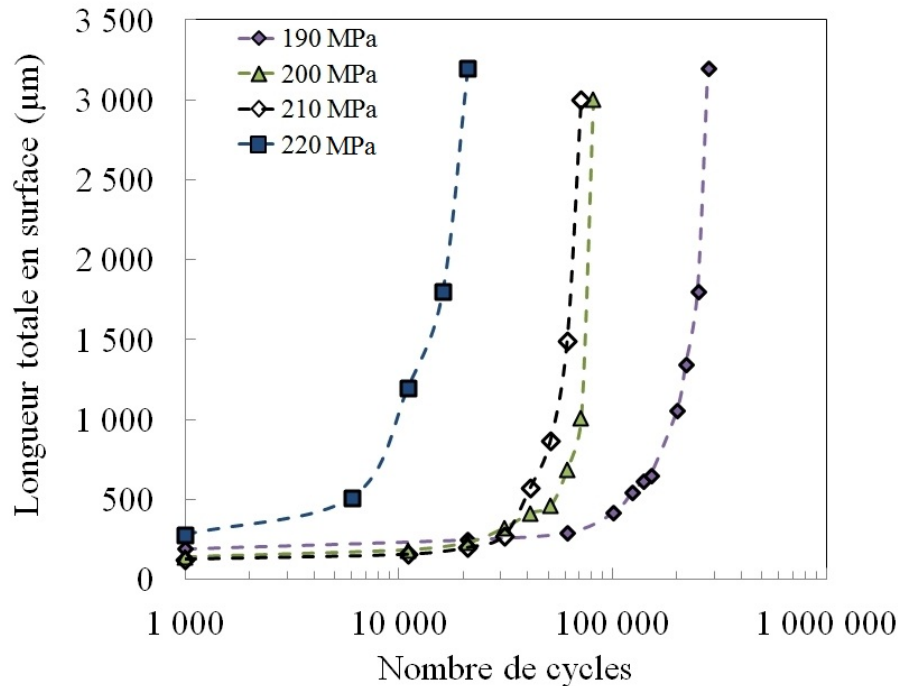


Figure 2.27 : Compilation des courbes de propagation pour différents cas de chargements.

3 Essais de multifissuration en fatigue mécanique biaxiale

Les essais uniaxiaux réalisés ont permis de quantifier l'amorçage de microfissures dans le cas d'un chargement uniaxial. Or les chocs thermiques induisent généralement un chargement mécanique biaxial [Amiable, 2005]. Afin de se rapprocher des conditions de chargement de la fatigue thermique pour l'étude de la multifissuration, plusieurs essais mécaniques biaxiaux ont été réalisés au LMT Cachan sur la machine triaxiale ASTRÉE. Ces essais font suite à ceux réalisés dans le cadre de la thèse de Barbier et du post-doctorat de Poncelet [Barbier, 2009; Poncelet *et al.*, 2010a].

Parmi les 6 essais qui ont été réalisés, 4 essais ont été menés sur éprouvettes 304L CLI (coulée Creusot-Loire Industrie) et 2 essais sur éprouvettes 304L THY (coulée THYSSEN). Le comportement en fatigue pour ces deux nuances de 304L est très proche (Figure 2.2). Sur ces 6 essais, 2 n'ont pas rompu et n'ont amorcé aucune fissure après 1 million de cycles. Deux essais ont présenté la formation d'un réseau de fissures surfaciques, le premier a été arrêté après 10 000 cycles et le second après 100 000 cycles de chargement. Enfin les 2 derniers essais n'ont pas pu aboutir à l'obtention de résultats fiables à cause de problèmes techniques rencontrés. Un autre essai en condition de chargement purement équibiaxial avait déjà été lancé lors de la thèse de Barbier. Pour cet essai, l'éprouvette n'avait pas rompu après 1 million de cycles.

La géométrie de l'éprouvette et la base du montage expérimental ont été conservés

par rapport aux essais déjà réalisés. L'essai a ensuite été adapté afin de permettre la mise en place du même type de protocole de suivi de multifissuration que celui utilisé pour les essais uniaxiaux. Toutefois la méthode de détection automatique de fissures n'a pas été utilisée puisque la direction de fissuration est inconnue a priori.

3.1 Géométrie d'éprouvette et protocole expérimental

La géométrie de l'éprouvette est cruciforme avec une calotte sphérique en son centre sur chaque face. L'éprouvette possède donc une zone amincie au centre qui permet de localiser les contraintes afin d'éviter la rupture dans les bras de l'éprouvette. La géométrie est appelée sur la Figure 2.28.

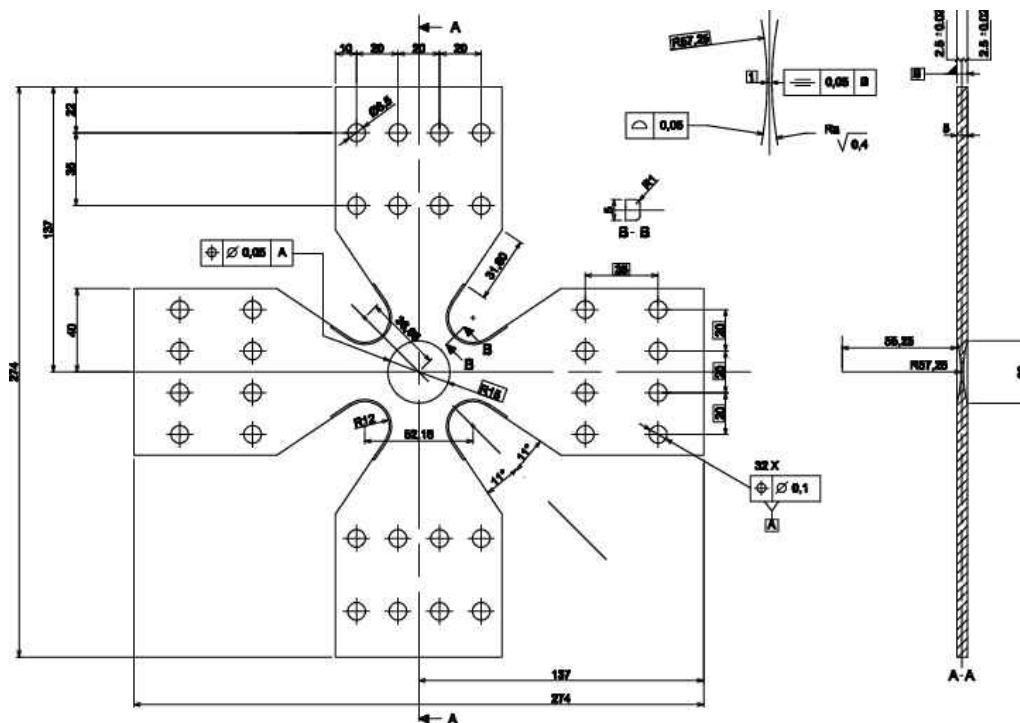


Figure 2.28 : Géométrie de l'éprouvette pour essai biaxial.

Les principales spécifications ont été contrôlées sur machine de mesure tridimensionnelle (MMT) avant les essais. Plusieurs résultats obtenus (planéité maximale sur les deux faces, épaisseur de la zone amincie et distance des centres des calottes) sont présentés dans le Tableau 2.4. Ils font apparaître des défauts importants de planéité et une forte variabilité de l'épaisseur au centre de la calotte par rapport à la cote spécifiée de $1 \text{ mm} \pm 0,005$.

Le défaut de planéité peut entraîner un déséquilibre du chargement entre les deux faces de l'éprouvette lors du serrage dans les mors (effet de flexion). La variabilité de l'épaisseur rend l'estimation avant essai du chargement (contraintes et déformations) appliqué au centre de l'éprouvette très difficile.

Réf. éprouvette	Coulée	Planéité (mm)	Distance entre calotte (mm)	Epaisseur (mm)
11	CLI	0,272	0,143	1,065
12	CLI	1,011	0,080	1,164
13	CLI	0,399	0,049	1,196
14	CLI	0,575	0,227	1,148
15	THY	0,918	0,017	1,28
16	THY	0,669	0,084	1,33

Tableau 2.4 : Résultats de mesures dimensionnelles sur MMT (machine du Département de Génie Mécanique de l'ENS de Cachan).

Comme pour les essais uniaxiaux, la zone de concentration de contrainte permet de localiser l'amorçage des fissures dans une zone observable. ASTRÉE est une machine d'essais triaxiale (deux directions seulement sont utilisées ici). Les 4 vérins permettant de charger l'éprouvette sont pilotés de manière à imposer une différence d'effort nulle entre les deux vérins d'une même direction. La Figure 2.29 illustre le montage avec l'éprouvette au centre des 4 vérins pilotés en effort.

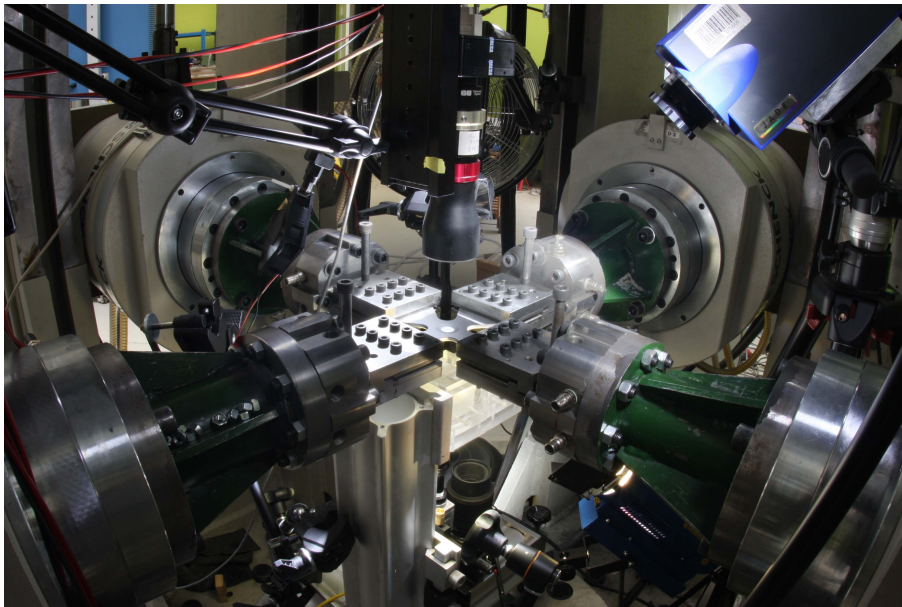


Figure 2.29 : Montage expérimental des essais biaxiaux.

La conception des mors (non symétriques) induit un léger effet de flexion lors du chargement. Cet effet a été mis en évidence par CIN en enregistrant au cours d'un cycle

le déplacement d'un mors. Le résultat est illustré sur la Figure 2.30.

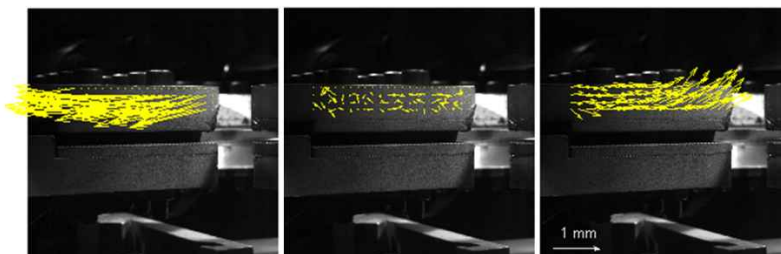


Figure 2.30 : Effet de flexion mis en évidence par mesure de CIN sur un mors (les vecteurs déplacements aux noeuds sont représentés).

Contrairement aux essais uniaxiaux pour lesquels il était possible d'évaluer simplement les déformations par extensométrie et les contraintes par déduction des mesures d'effort, cet essai ne permet aisément que la mesure des efforts imposés sur les 4 vérins. Le chargement est de type bi-traction/compression (rapport de charge $R = -1$) en phase avec une fréquence variant de 5 Hz à 10 Hz. Les cas de chargement testés vont de $F = \pm 22$ kN à $F = \pm 25$ kN (Tableau 2.5).

Réf. éprouvette	Effort appliqué sur chaque axe (kN)
11	24,75
12	22
13	23
14	23,5
15	23
16	23

Tableau 2.5 : Correspondance entre numéro de l'essai et effort appliqué suivant les 2 axes de sollicitations.

Tous les essais sont réalisés à température ambiante. Les deux calottes sphériques sont observées par 2 caméras CCD ayant une définition de 1 million de pixels et équipées d'objectifs télécentriques (rapport de grossissement $\times 1$). Le but est de pouvoir observer une zone de l'ordre de 6×6 mm² au centre de la calotte sphérique. L'intérêt de l'objectif télécentrique par rapport à un objectif standard est double. Tout d'abord il permet d'avoir une vision macrographique en conservant une distance de mise au point importante. De plus il est très peu sensible aux mouvements de l'éprouvette dans la direction hors plan.

Il est nécessaire d'utiliser la CIN pour mesurer l'évolution des déformations. Pour cela, le protocole de mesure de déformation utilisé est l'acquisition stroboscopique de

la déformation au cours des cycles (Figure 2.31) développée par Poncelet [2010b]. Cette méthode permet de reconstruire les cycles de déformations pour chaque direction de chargement. La mesure est faite sur chaque face de l'éprouvette.

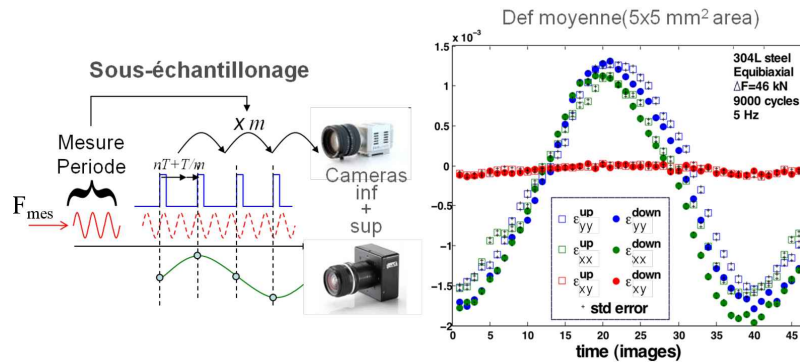


Figure 2.31 : Exemple de mesure de déformation stroboscopique développée par Poncelet [2010b].

Concernant le suivi d'endommagement et de multifissuration, une image est prise à charge maximale périodiquement au cours de l'essai sur les deux faces de l'éprouvette. Comme pour les essais uniaxiaux, les résultats de CIN permettent de suivre la formation et le développement du réseau. La technique de répliques de surface est également utilisée pour tous les essais biaxiaux. L'éprouvette est maintenue en charge et une empreinte est réalisée sur chaque face de l'éprouvette. Ces empreintes permettent après observation de quantifier les longueurs et les positions de fissures. Le protocole final permet la mesure des amplitudes de déformation ainsi que l'endommagement par multifissuration (Figure 2.32).

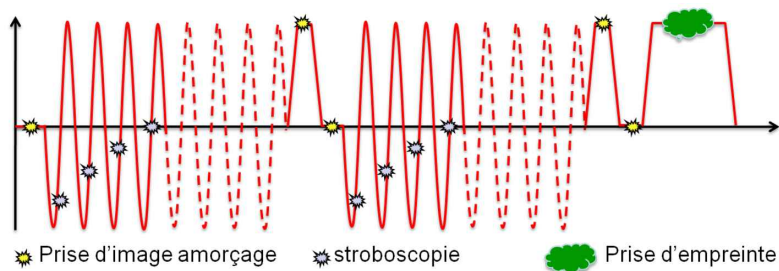


Figure 2.32 : Protocole des essais équi-biaxiaux.

Contrairement aux essais biaxiaux réalisés précédemment, la surface est ici polie mécaniquement jusqu'à un état poli-miroir. Pour les essais précédents, la surface était conservée brute. Les états de surface des éprouvettes ont été mesurés et sont donnés sur la Figure 2.33. L'étude de la multifissuration n'est pas possible sur surface brute car la texture liée à l'usinage modifie les lieux d'amorçage et les trajets de fissuration.

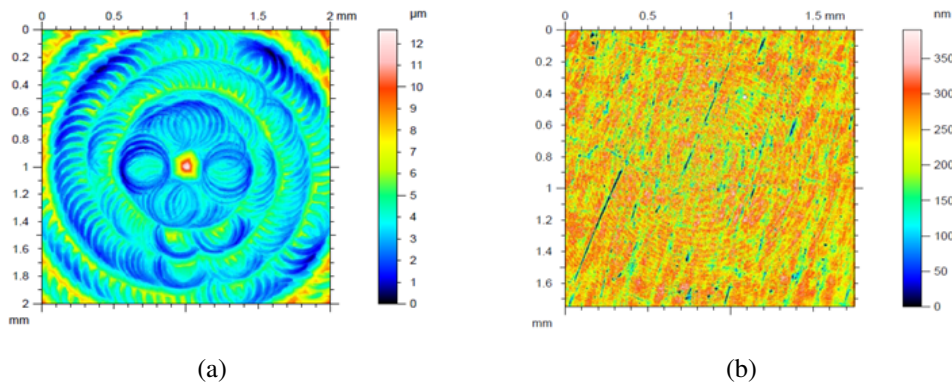


Figure 2.33 : (a) Etat de surface au centre de la calotte avant polissage obtenu par profilométrie. (b) Etat de surface après polissage mécanique (les cercles concentriques sont des artefacts de mesure).

Contrairement au cas des essais uniaxiaux, il n'a pas été possible d'utiliser la microstructure du matériau comme texture. Les éprouvettes "biaxiales" sont en effet prélevées dans le plan de la tôle et l'émergence des grains de ferrite sur la surface de l'éprouvette n'est alors plus sous forme de bandes mais plutôt sous forme de disques. Ainsi, la surface utile (calotte sphérique) est polie mais non attaquée.

La zone utile est ensuite recouverte d'un mouchetis de peinture blanche réalisé à l'aérographe. Ce mouchetis doit être déposé avec précision car il doit permettre une évaluation précise des déformations moyennes, une résolution maximale pour les champs de déplacement afin de détecter la présence des fissures les plus courtes et ne doit pas empêcher la prise d'empreinte au cours de l'essai.

Les gouttes doivent donc avoir une taille assez bien maîtrisée. Elles doivent être plus grosses qu'un pixel de l'image (sinon il est impossible de distinguer les gouttes sur la photo du bruit) et inférieures à la taille de grains ($\approx 40 \mu\text{m}$) sinon la peinture recouvre de trop grandes zones et peut donc masquer l'apparition des fissures. Comme la taille du pixel dépend à la fois de la caméra et de l'objectif utilisé, cette dimension est liée au choix du matériel optique. Dans le cadre de nos essais, la taille physique correspondant à un pixel du capteur de la caméra est de l'ordre de $6 \mu\text{m}$ pour la caméra observant la face inférieure de l'éprouvette. Ainsi pour cette face, le mouchetis doit être idéalement constitué de gouttes de peinture de diamètre compris entre $6 \mu\text{m}$ et $50 \mu\text{m}$, et réparties de telle sorte à ne pas laisser de zones sans goutte plus grandes que $50 \mu\text{m}$. La résolution de la caméra observant la calotte supérieure est de $12 \mu\text{m}$. Les gouttes composant le mouchetis de cette face sont donc de tailles supérieures à celles composant le mouchetis de la face supérieure.

Afin de vérifier que ces conditions sont respectées au mieux, des micrographies ont été réalisées (Figure 2.34(a)) et post-traitées par transformée de Hough (Figure 2.34(b)) afin de reconstruire numériquement le mouchetis et évaluer la taille des gouttes ainsi que la densité du mouchetis de peinture. Dans le cas de l'exemple de la Figure 2.34 on peut

ainsi vérifier que la moyenne du diamètre des tailles de goutte est de $32\ \mu\text{m}$ et que l'écart type de la distribution est de $12\ \mu\text{m}$.

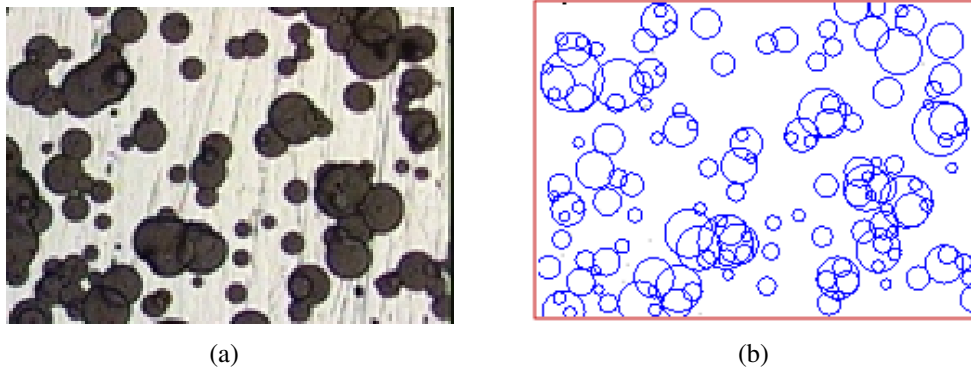


Figure 2.34 : (a) Observation du mouchetis au microscope optique. (b) Reconstruction numérique du mouchetis.

3.2 Résultats

Cette partie présente les résultats obtenus pour les différents essais. Tout d'abord, les évolutions des amplitudes de déformation et les déformations moyennes sont présentées pour chaque face et dans chaque direction ainsi que les évolutions de réseaux de fissures constatés pour les deux essais ayant entraîné la rupture de l'éprouvette.

3.2.1 Evolution des déformations

La mesure de déformation stroboscopique donne accès à l'évolution de l'amplitude ainsi qu'à la moyenne des différentes déformations. Ces grandeurs sont calculées en faisant une moyenne spatiale des déformations mesurées sur des zones de $4 \times 4\ \text{mm}^2$ avec le code de CIN-Q4 et des éléments de $32 \times 32\ \text{pixels}^2$. L'incertitude sur la mesure de déformation est calculée en début d'essai en imposant une déformation nulle et en prenant une série d'images (Figure 2.35). L'incertitude est estimée à $\pm 0,01\%$.

Les différents résultats obtenus pour les différents essais sont présentés sur les Figures 2.36, 2.37, 2.38 et 2.39.

Du fait de plusieurs difficultés expérimentales rencontrées (échauffement de l'éprouvette, flexion due aux mors, variabilité des épaisseurs), il était très difficile de choisir les efforts à imposer afin de retrouver les mêmes niveaux de déformation. Ainsi les niveaux de déformations maximales dans le plan sont assez variés. Néanmoins les variations pour les différents chargements sont assez bien maîtrisées et fluctuent peu entre les deux directions. Par contre on peut noter assez clairement l'effet de flexion qui fait apparaître qu'une face est plus chargée qu'une autre. De ce fait, on a pu constater que l'amorçage des fissures avait toujours lieu sur une seule face de l'éprouvette, celle qui était la plus chargée. La phase d'endommagement est décrite dans la partie suivante.

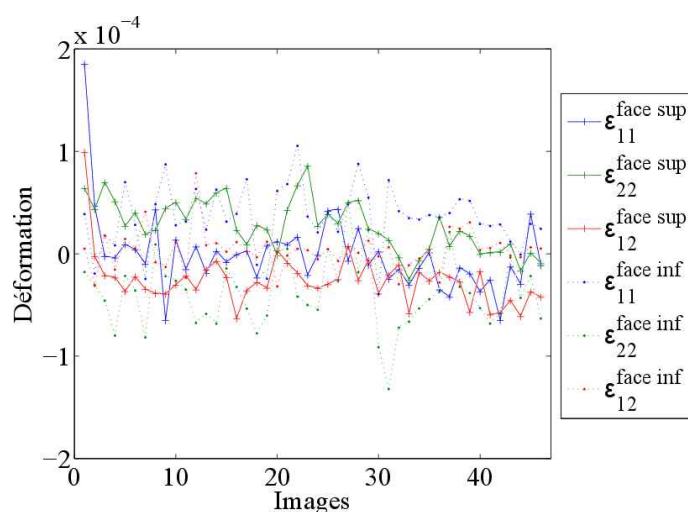
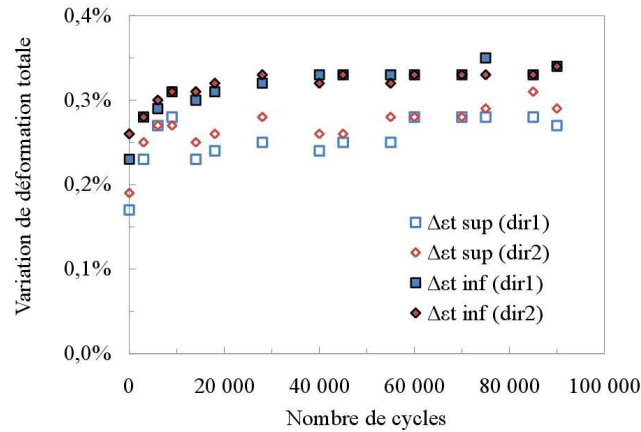


Figure 2.35 : Erreur réalisée sur la mesure de déformation par CIN.

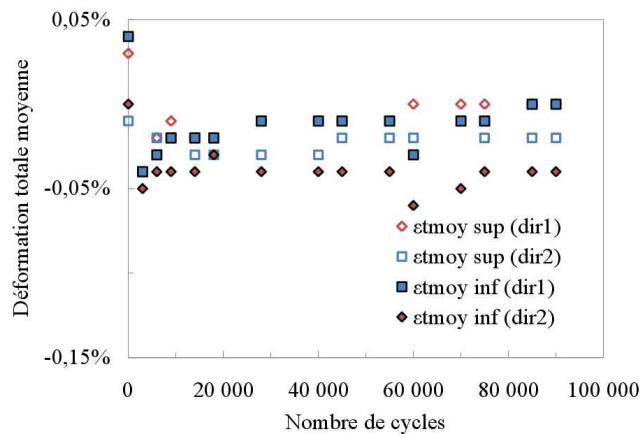
3.2.2 Description de l'évolution de l'endommagement

Le processus d'amorçage et de propagation de fissures sous chargement biaxial est légèrement différent de ce qui a été obtenu en chargement uniaxial. En effet, toutes les orientations de fissure sont possibles et des bifurcations en cours de propagation peuvent également survenir. Dans le cas de l'essai oligocyclique arrêté après 10 000 cycles, le réseau est très dense et les fissures semblent être orientées aléatoirement dans toutes les directions de l'espace. Contrairement au cas uniaxial, les champs de déplacement et de déformation uniaxiaux ne semblent pas les mieux adaptés pour faire apparaître l'ensemble du réseau de fissures qui est multidirectionnel. Cependant, les fissures sont très courtes et donc difficilement observables sur les cartes de résidus comme cela est expliqué dans le chapitre 1. Les cartes de résidus sont présentées sur la Figure 2.40. La Figure 2.41 présente les cartes de déplacement dans une des deux directions de chargement.

On observe alors clairement l'amorçage et le développement d'un réseau de même type que ceux observés en fatigue thermique. L'essai est arrêté après 10 000 cycles de chargement. La première fissure est détectée après 4 000 cycles de chargement. Les fissures annexes amorcent jusqu'à 7 000 cycles. A partir de 7 000 cycles, la fissure principale devient prépondérante jusqu'à traverser complètement l'éprouvette à 8 000 cycles.



(a)

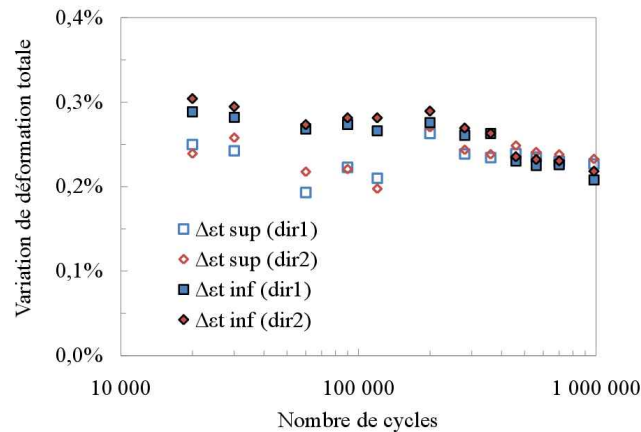


(b)

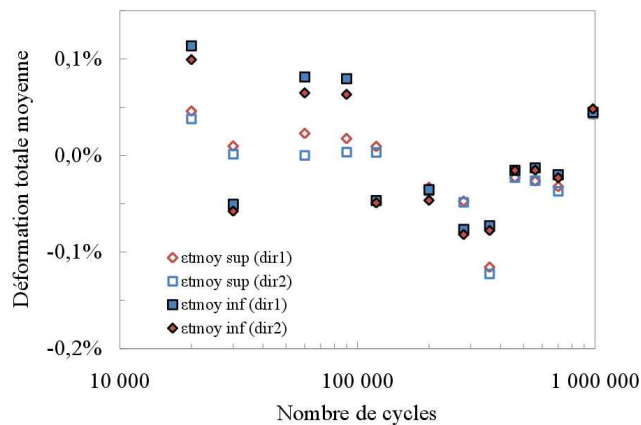
Figure 2.36 : (a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°13. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°13.

Concernant le deuxième essai ayant présenté l'amorçage d'un réseau de fissures, le chargement est plus faible et la densité de fissures est largement inférieure. Les cartes de résidus de corrélation présentées sur la Figure 2.42 montrent l'évolution de la fissuration au cours des cycles de chargement. Dans ce cas, le réseau semble bien plus bi-directionnel et consiste surtout en un faible nombre d'amorçages puis en une propagation lente des fissures amorcées.

On constate que la première fissure apparaît aux alentours de 45 000 cycles (Figure 2.42a) et ne propage pas jusqu'à 60 000 cycles. Ensuite elle commence à se propager et une deuxième fissure orthogonale à la première s'amorce (Figure 2.42b). Ces deux fissures principales se propagent jusqu'à coalescer (Figure 2.42c). Vers 90 000 cycles, plusieurs autres fissures courtes s'amorcent dans différentes zones de l'éprouvette (Figure 2.42d). En tout 8 fissures se sont amorcées sur la face inférieure de l'éprouvette alors



(a)



(b)

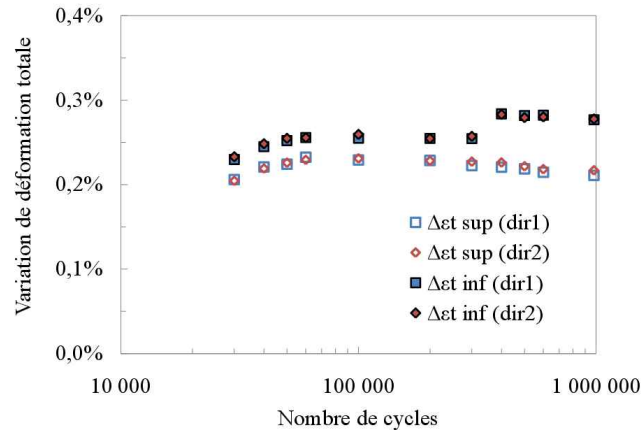
Figure 2.37 : (a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°15. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°15.

qu'aucune ne s'est amorcée sur la face supérieure.

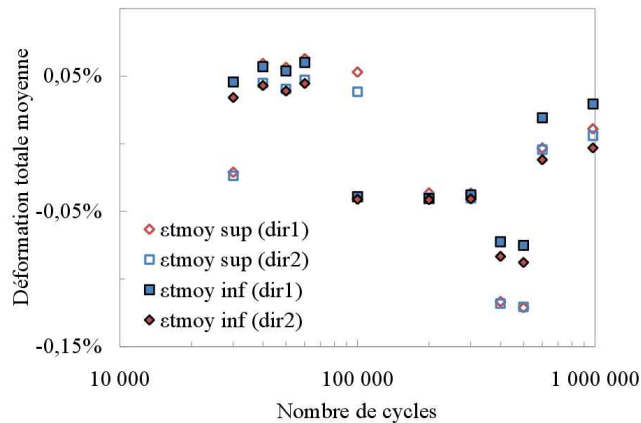
Les zones d'amorçages sont observées sur les répliques obtenues pour les différents nombres de cycles. Il est ainsi possible de vérifier avec précision la taille et l'ouverture des fissures détectées par corrélation d'images numériques. Des exemples de fissures observées sur répliques sont présentés sur la Figure 2.43. Cette comparaison montre qu'il est possible de détecter par corrélation d'images des fissures dont la longueur en surface est inférieure à 200 μm .

3.3 Comparaison des résultats uniaxiaux et biaxiaux

Comme pour les essais de fatigue thermique, il est impossible de comparer directement les résultats obtenus en fatigue uniaxiale et biaxiale. Il est nécessaire de choisir au



(a)



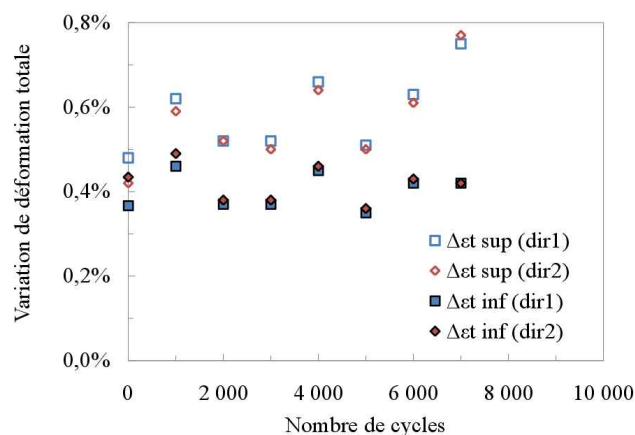
(b)

Figure 2.38 : (a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°12. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°12.

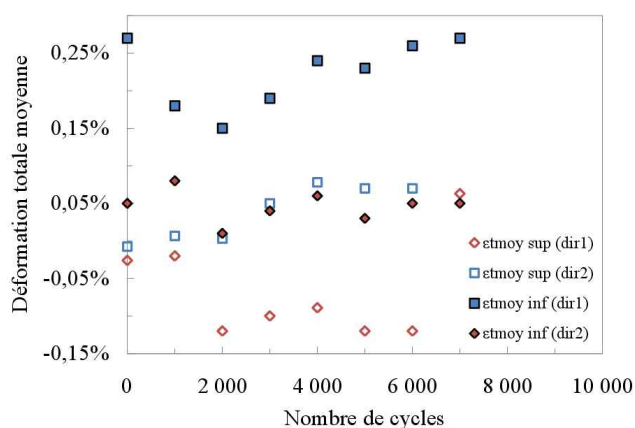
préalable un équivalent. Afin de pouvoir calculer cet équivalent et d'avoir accès aux tenseurs des déformations et des contraintes complets, plusieurs simulations numériques ont été menées.

3.3.1 Modèle numérique

La Figure 2.44 présente la géométrie et le maillage utilisés (ce travail a été réalisé par Poncelet lors de son post-doctorat). La loi de comportement utilisée est la même que celle identifiée pour simuler les essais uniaxiaux. Les champs au centre de la calotte sont extraits. Il est ainsi possible de calculer une déformation moyenne pour une zone de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ comme dans le cas expérimental. La Figure 2.45 présente un exemple de champ de déformation obtenu au centre de l'éprouvette. En prenant en compte l'épaisseur exacte de chaque éprouvette, on constate que l'on retrouve bien sur cette zone une amplitude



(a)



(b)

Figure 2.39 : (a) Evolution des variations de déformations mesurées au cours de l'essai n°11. (b) Evolution de la déformation moyenne mesurée au cours de l'essai n°11.

de déformation très proche de la moyenne des déformations expérimentales de chaque face pour l'effort imposé dans chaque essai (signe que la loi de comportement reproduit correctement le comportement du matériau). Toutefois, pour prendre en compte l'effet de flexion observé expérimentalement, les efforts appliqués en simulation ont été augmentés de telle sorte que la déformation sur la zone centrale soit égale à la valeur de déformation mesurée sur cette même zone pour la face la plus chargée expérimentalement. Dès lors, on peut extraire des simulations des informations pertinentes sur le chargement mécanique de la zone centrale, sur la face la plus sollicitée, là où s'amorcent les fissures. Le Tableau 2.6 présente un récapitulatif des différentes grandeurs mécaniques extraites de chaque essai présenté.

Il est également possible comme dans le cas uniaxial de quantifier l'hétérogénéité du chargement sur la zone centrale de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ (Tableau 2.7). L'hétérogénéité est légè-

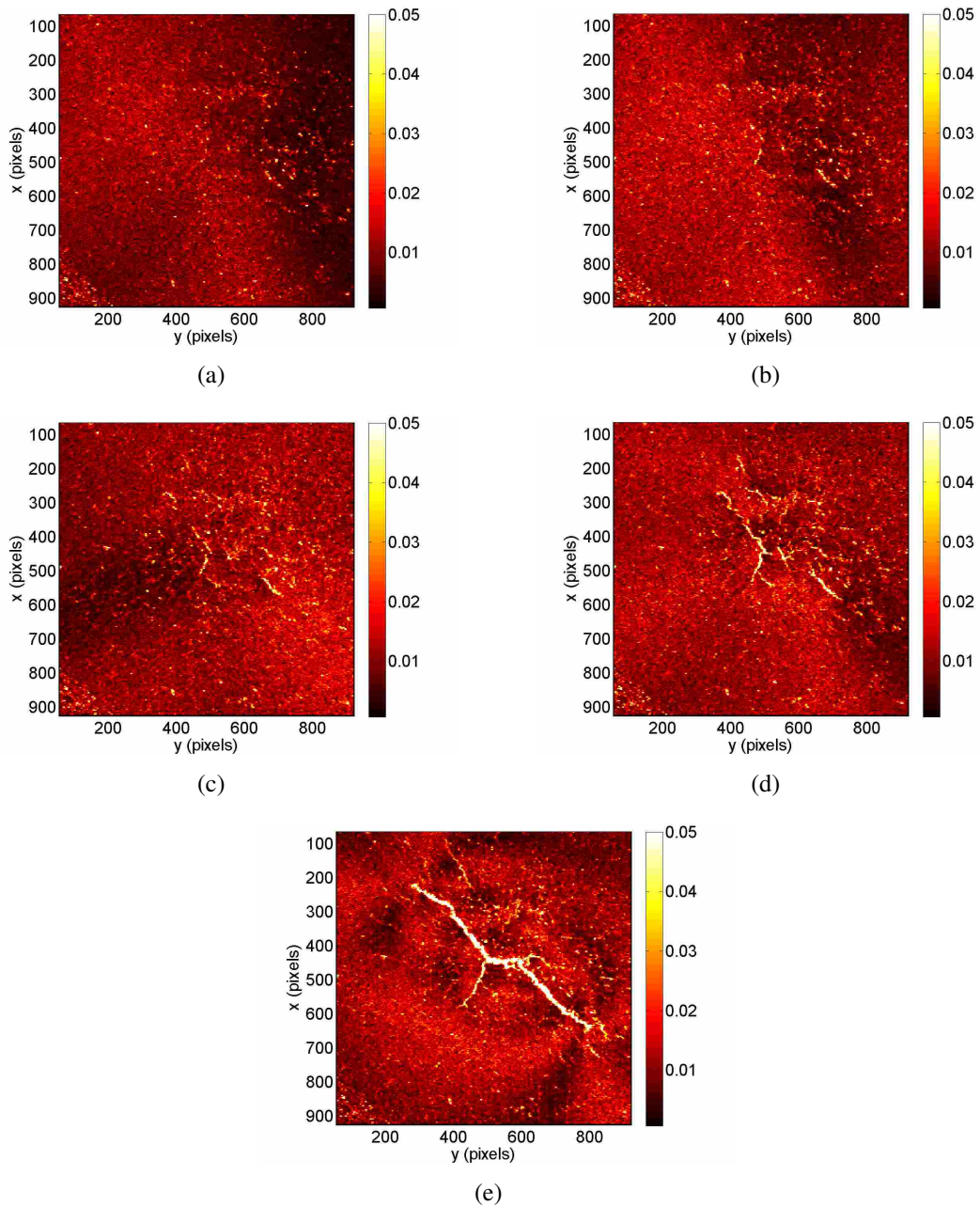


Figure 2.40 : Cartes de résidus de corrélation avec des éléments de 4×4 pixels² pour (a) 4 000 cycles, (b) 5 000 cycles, (c) 6 000 cycles, (d) 7 000 cycles (e) 8 000 cycles. 1 pixel \approx 12 μ m.

rement supérieure à celle constatée pour la géométrie d'éprouvette uniaxiale. Elle reste néanmoins très faible, ce qui explique l'amorçage quasi homogène constaté lors des essais ayant entraîné l'amorçage d'un réseau de fissures.

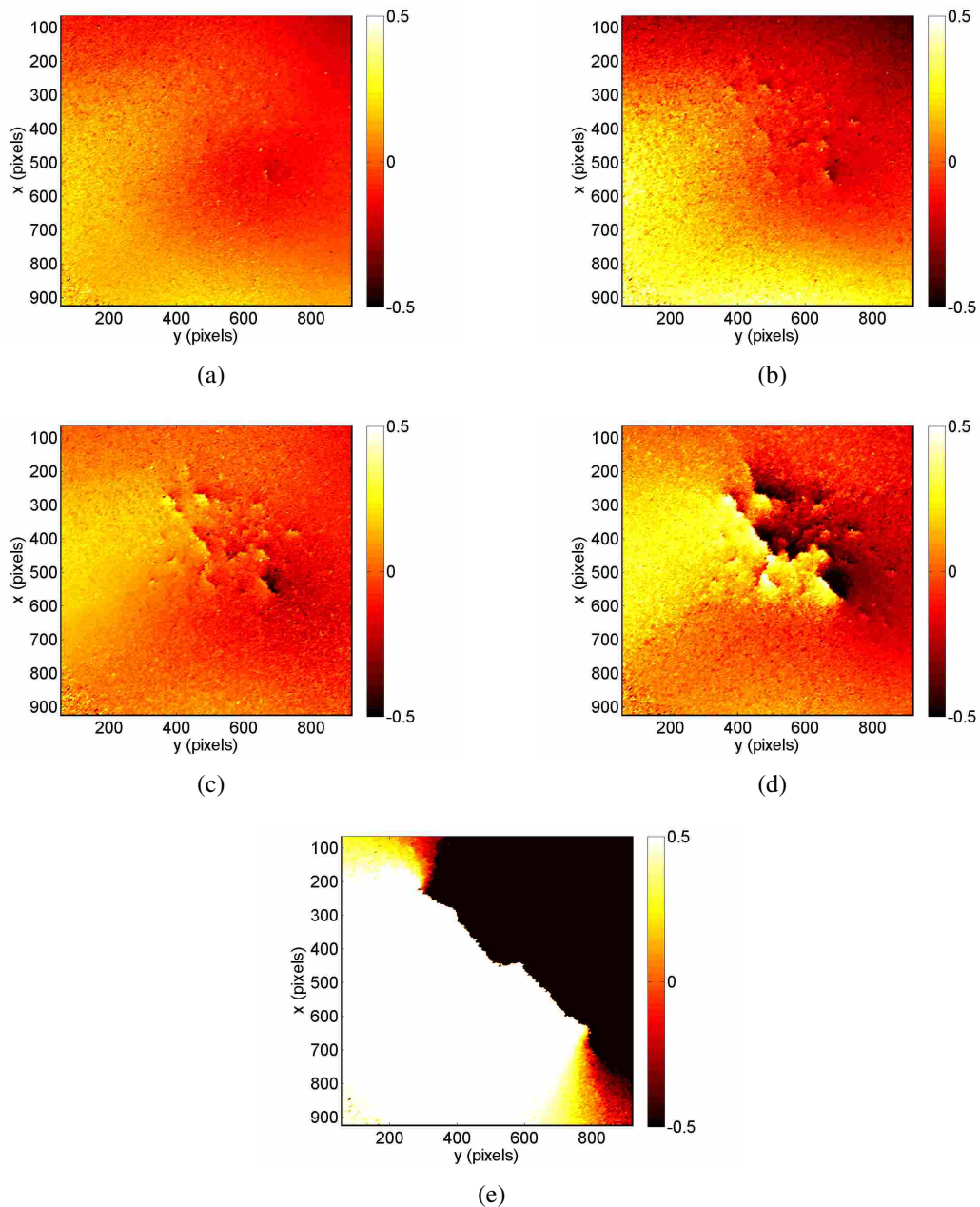


Figure 2.41 : Champ de déplacements (direction x) avec des éléments de 4×4 pixels² pour (a) 4 000 cycles, (b) 5 000 cycles, (c) 6 000 cycles, (d) 7 000 cycles (e) 8 000 cycles. 1 pixel \approx 12 μ m.

3.3.2 Comparaison des durées de vie à l'amorçage et à rupture

Les durées de vie à rupture et à amorçage sont comparées sur des courbes de fatigue et de Wöhler. Le choix est fait d'utiliser l'équivalent de von Mises en contrainte et en déformation. Les Figures 2.46 et 2.47 présentent la courbe de fatigue en déformation puis

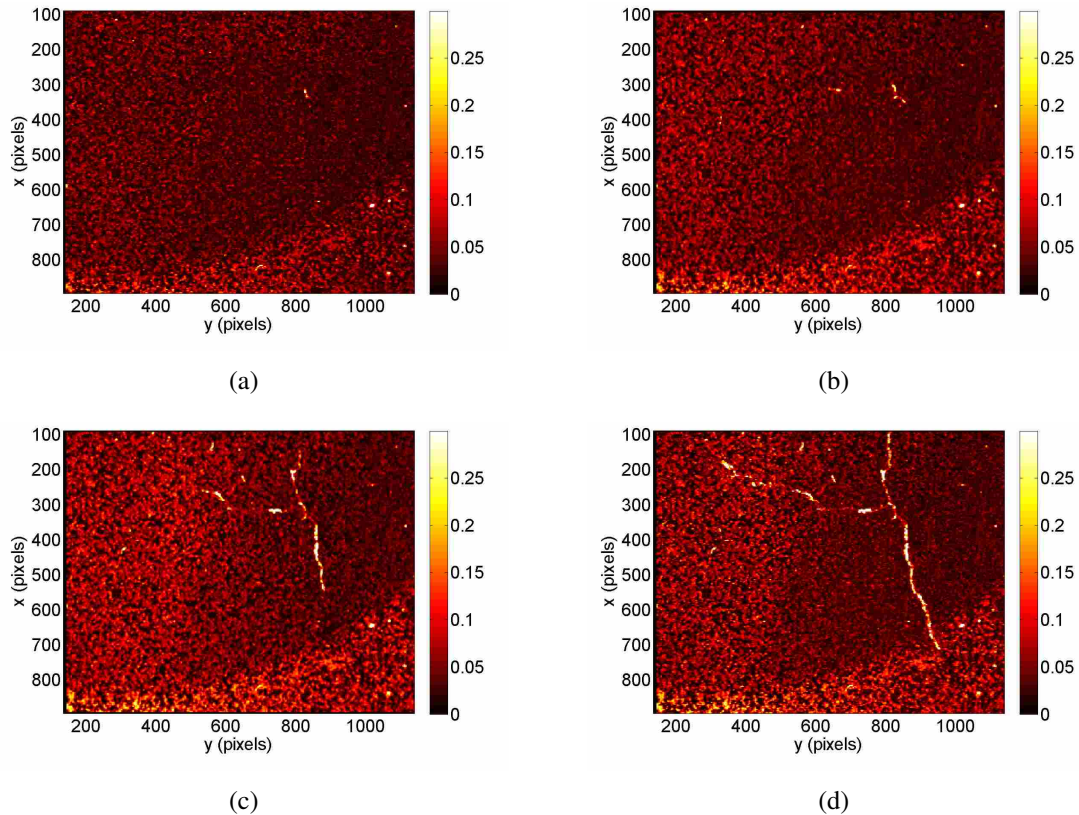


Figure 2.42 : Cartes de résidus de corrélation (essai n° 13) obtenus par CIN-Q4 avec des éléments de 4×4 pixels² pour (a) 45 000 cycles, (b) 65 000 cycles, (c) 90 000 cycles, (d) 100 000 cycles. 1 pixel \approx 6 μ m.

en contrainte sur lesquelles les points équibiaxiaux ont été ajoutés.

La Figure 2.48 propose quant à elle un bilan des différents résultats expérimentaux obtenus ainsi qu'une comparaison des résultats à l'amorçage aux résultats de fatigue thermique de l'essai SPLASH. Si une continuité semble apparaître pour les forts niveaux de chargement entre les durées d'amorçage en fatigue biaxiale et thermique, les essais réalisés en fatigue biaxiale pour des chargements plus faibles montrent qu'aucun amorçage n'est constaté pour ces niveaux de chargement alors que les densités de fissures en fatigue thermique sont très importantes.

Il eut été intéressant de réaliser des essais complémentaires, notamment pour des niveaux de chargements intermédiaires afin d'avoir plus de résultats avec amorçage de fissure. Néanmoins, alors que l'on s'attendait à un effet aggravant de la biaxialité du chargement sur la durée de vie, nous ne l'avons pas constaté sur les résultats obtenus. La limite d'endurance ne semble pas être abaissée et les durées de vie constatées retombent parfaitement sur les points uniaxiaux. Malgré un léger écart à l'amorçage en faveur des points biaxiaux, l'écart important constaté entre les points uniaxiaux et thermique ne semble pas être dû à l'effet de biaxialité.

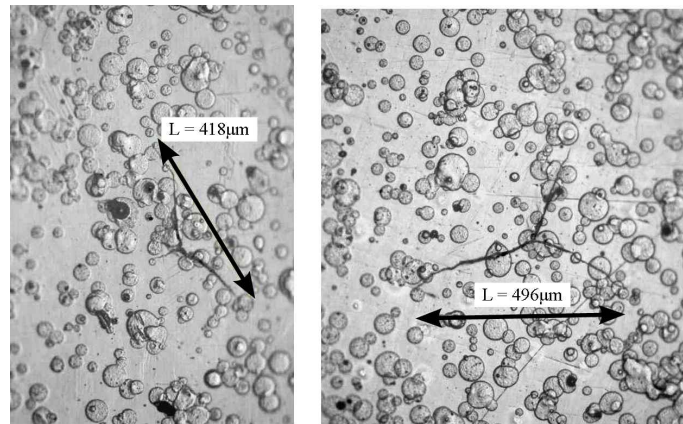


Figure 2.43 : Observation en microscopie optique des répliques pour la fissure principale (position du centre de la fissure en pixels : $(x = 350 ; y = 800)$, $N = 60000$ cycles) et pour une fissure triple annexe (position du centre en pixels : $(x = 400 ; y = 300)$, $N = 90000$ cycles).

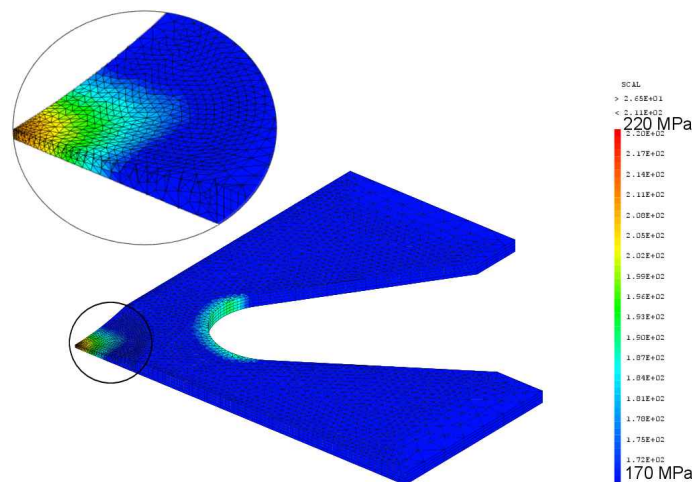


Figure 2.44 : Exemple de champ de contrainte de von Mises obtenu par le modèle numérique de l'éprouvette biaxiale (d'après Poncelet).

3.3.3 Comparaison des densités de fissures amorcées et des vitesses de propagation

Un essai a permis de constater une rupture pour une contrainte équivalente proche des chargements uniaxiaux. Il est donc possible pour cet essai de comparer la densité de fissures amorcées ainsi que la propagation de la fissure principale aux résultats uniaxiaux déjà présentés.

Il est également possible de tracer l'évolution de la densité de fissures pour l'essai biaxial réalisé dans le domaine oligocyclique. Les Figures 2.49 et 2.50 présentent respectivement les courbes d'évolution de densités de fissures et la courbe de propagation

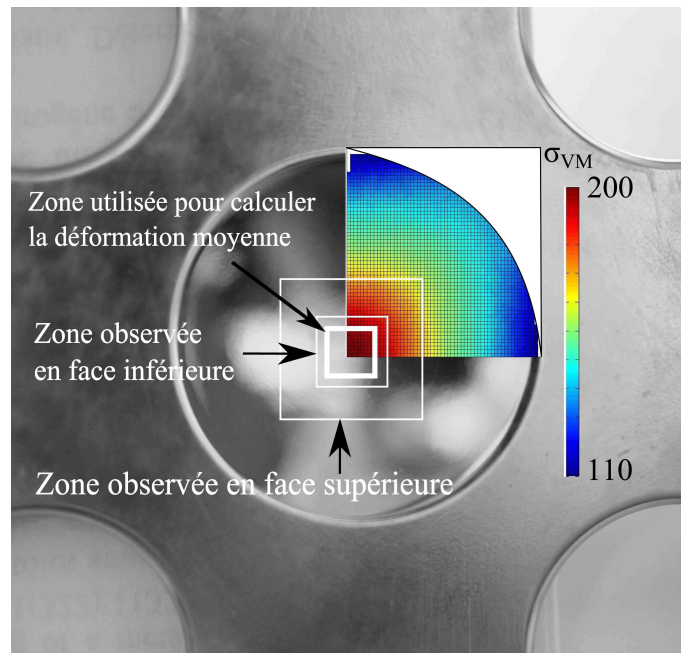


Figure 2.45 : Champ de contrainte équivalente de von Mises obtenu par calcul numérique au niveau de la calotte sphérique. Les zones observées par les caméras en face inférieure et supérieure utilisées pour la CIN sont représentées.

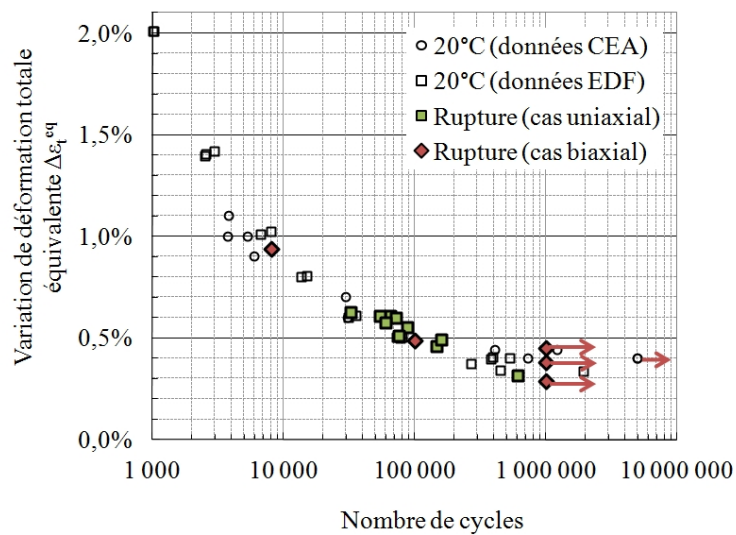


Figure 2.46 : Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale à température ambiante en fonction de la déformation totale équivalente calculée.

Réf.	$\Delta\varepsilon_t^{sup}$ (%)	$\Delta\varepsilon_t^{inf}$ (%)	$\Delta\varepsilon_t^{VM}$ (%)	$\Delta\varepsilon_p^{VM}$ (%)	$\Delta\sigma_{VM}$ (MPa)	N_a (Nbre cycles)	N_r (Nbre cycles)
11	0,60	0,40	0,98	0,73	504	4 000	8 000
12	0,23	0,25	0,42	0,23	398		1 000 000
13	0,25	0,33	0,54	0,34	423,4	40 000	100 000
15	0,25	0,30	0,50	0,30	415,2		1 000 000

Tableau 2.6 : Tableau récapitulatif des essais équibiaxiaux. Les valeurs indiquées pour $\Delta\varepsilon_t^{sup}$ et $\Delta\varepsilon_t^{inf}$ sont les moyennes des deux mesures (correspondant aux deux directions) respectivement sur les faces supérieures et inférieures. Les valeurs de $\Delta\varepsilon_t^{VM}$ et $\Delta\sigma_{VM}$ sont issues des simulations numériques. Enfin N_a et N_r correspondent aux nombres de cycles à l'amorçage et à rupture relevés.

Effort imposé (kN)	Moyenne ($\Delta\sigma^{VM}$) (MPa)	Ecart-type ($\Delta\sigma^{VM}$) (MPa)	
23,5	423,4	2,4	
Moyenne ($\Delta\varepsilon_t^{VM}$) (%)	Ecart-type ($\Delta\varepsilon_t^{VM}$) (%)	Moyenne ($\Delta\varepsilon_p^{VM}$) (%)	Ecart-type ($\Delta\varepsilon_p^{VM}$) (%)
0,54	0,0064	0,34	0,0057

Tableau 2.7 : Evaluation de l'hétérogénéité du chargement en surface de la calotte sphérique pour une zone de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ pour l'essai référencé 13.

comparées aux résultats uniaxiaux.

Encore une fois, rappelons que le nombre d'essais réalisés reste faible. Néanmoins, on pouvait s'attendre à ce que l'effet de biaxialité entraîne un amorçage de fissures courtes en plus grand nombre ce qui n'a pas été constaté sur l'essai réalisé à un niveau de chargement comparable avec les essais uniaxiaux. En ce qui concerne la propagation des fissures, les courbes à même niveau de chargement sont également très proches.

3.4 Bilan des essais équibiaxiaux

La biaxialité est une des causes avancées pour expliquer l'écart des résultats entre fatigue mécanique uniaxiale et fatigue thermique. Plusieurs essais équibiaxiaux ont été réalisés. Ces essais permettent de charger mécaniquement une éprouvette en btraction-compression. Ils permettent ainsi de tester l'effet de biaxialité sur la durée de vie et sur l'amorçage des fissures. Sur les 4 essais réalisés, 2 essais n'ont pas amorcé de fissures et ont permis de montrer que la limite d'endurance en fatigue équibiaxiale semble être similaire à la limite d'endurance identifiée en fatigue uniaxiale. Deux essais ont permis de suivre l'amorçage et la propagation de 2 réseaux de fissures.

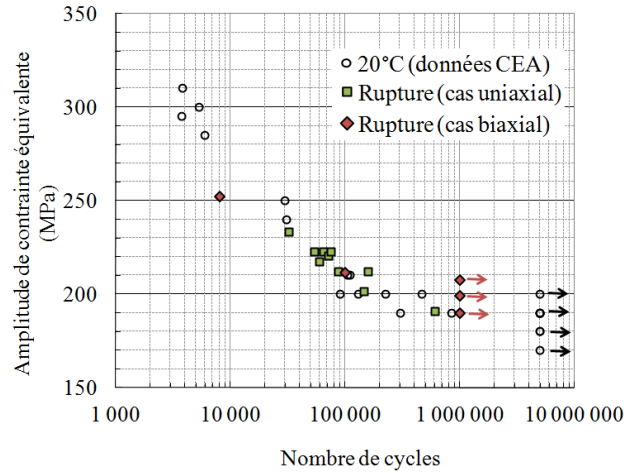


Figure 2.47 : Comparaison des durées de vie en fatigue uniaxiale et biaxiale à température ambiante en fonction de la contrainte équivalente calculée.

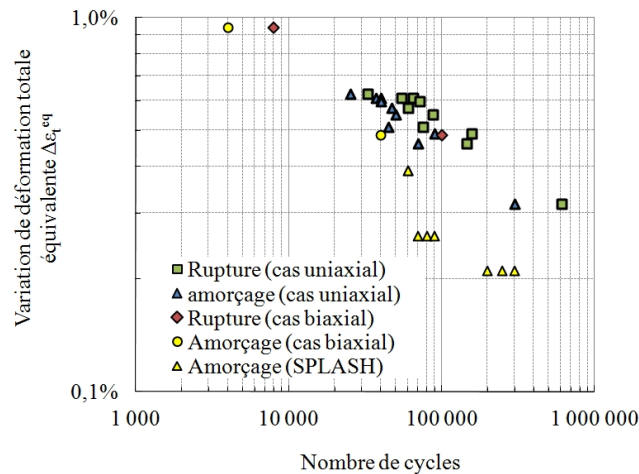


Figure 2.48 : Comparaison finale des durées de vie à rupture et à amorçage en fatigue mécanique uniaxiale, biaxiale et thermique (cas des essais SPLASH [Maillot, 2003]).

Les réseaux obtenus par les essais mécaniques biaxiaux sont retranscrits sur la Figure 2.51(a) et (b) pour une zone de l'ordre de $4 \times 4 \text{ mm}^2$. L'amorçage des fissures courtes ne semble pas présenter de direction d'amorçage privilégiée.

La comparaison de ces réseaux avec ceux de fatigue thermique (exemple présenté en Figure 2.51(c)) confirme que l'essai mécanique biaxial est proche de l'essai de fatigue thermique en termes de processus d'endommagement. Les deux types de réseaux se caractérisent par un amorçage aléatoire de fissures multidirectionnelles puis par la propagation et la coalescence de certaines fissures entraînant un aspect bidirectionnel du réseau.

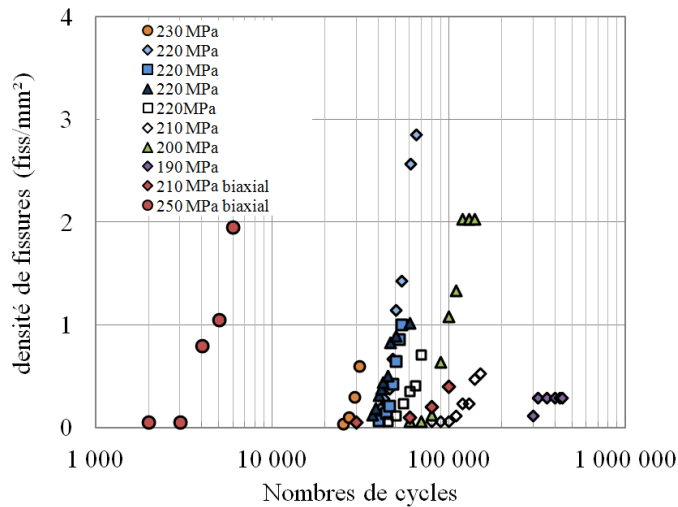


Figure 2.49 : Comparaison des évolutions de densités de fissures entre les essais uniaxiaux et biaxiaux.

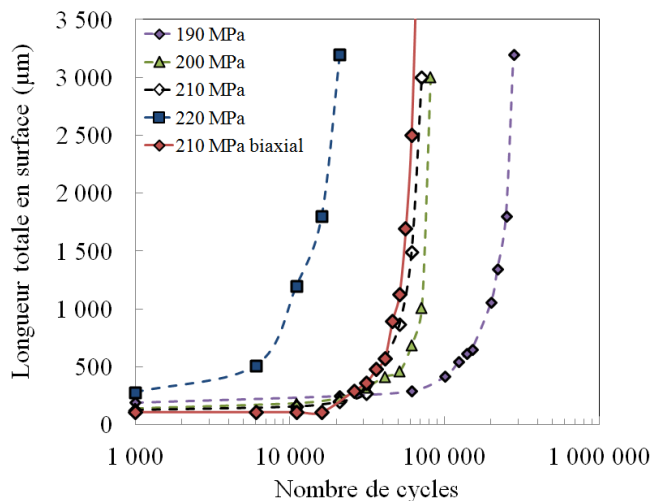


Figure 2.50 : Comparaison des courbes de propagation de fissures principales entre les essais uniaxiaux et un essai biaxial dont la contrainte équivalente de von Mises calculée est proche des contraintes imposées lors des essais uniaxiaux.

A titre d'illustration, une retranscription de réseau de fatigue mécanique uniaxiale est présentée en Figure 2.51(d). On constate que l'orientation est cette fois unique mais que la densité est proche des essais thermique et mécaniques biaxiaux.

Le fait d'avoir réalisé un essai plutôt dans le domaine oligocyclique et un second dans un domaine plus GNC montre que le processus d'endommagement est différent dans ces deux cas de figure. Pour les chargements oligocycliques, la phase d'amorçage

est prépondérante et celle de propagation extrêmement rapide. Ainsi un grand nombre de fissures sont initiées. Dans le cas de la fatigue à GNC, plusieurs fissures sont amorcées mais elles se propagent lentement et interagissent peu les unes avec les autres. Ainsi, elles ont le temps de se propager et la phase de propagation est alors très importante. Cet effet avait déjà été constaté lors des essais uniaxiaux. Les densités des réseaux assez importantes relevées dans le cas uniaxial n'ont toutefois pas été retrouvées lors de l'unique essai biaxial obtenu pour un chargement proche des chargements uniaxiaux.

Actuellement, seuls 4 essais ont été menés avec succès dont seulement 2 ont permis l'étude de l'amorçage d'un réseau de fissures. Il est donc difficile d'interpréter ces résultats afin de conclure par exemple sur un effet de la biaxialité sur la durée de vie. Néanmoins, les comparaisons avec les essais uniaxiaux ne montrent pas un fort effet aggravant de la biaxialité sur la durée de vie à l'amorçage ou à rupture. Ces comparaisons ne montrent pas non plus d'effet aggravant sur la vitesse de propagation de fissure ou sur la densité de fissures amorcées (contrairement à des résultats récents de fatigue uniaxiale en présence de contrainte moyenne [Vincent et Paradowski, 2011]).

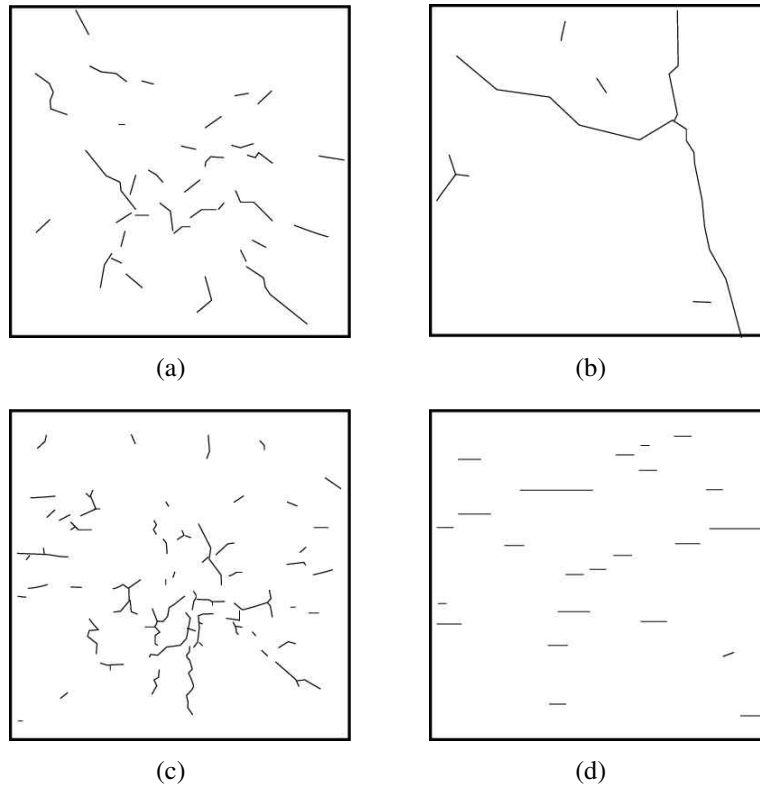


Figure 2.51 : (a) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique biaxiale ($T = amb.$, $\Delta F/2 = \pm 24,75$ kN, 7 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm², (b) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique biaxiale ($T = amb.$, $\Delta F/2 = \pm 23$ kN, 90 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm², (c) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue thermique [Maillot, 2003] ($T = 320^\circ\text{C}$, $\Delta T = 150^\circ\text{C}$, 125 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm², (d) Retranscription de l'amorçage d'un réseau de fissures de fatigue mécanique uniaxiale ($T = amb.$, $\Delta\sigma/2 = \pm 200$ MPa, 120 000 cycles) pour une zone de 4×4 mm².

4 Loi de multiamorçage de mésolfissures en fatigue

4.1 Introduction

Le travail expérimental réalisé et présenté précédemment a permis d'observer et de quantifier le multiamorçage en fatigue mécanique uniaxiale et biaxiale. Concernant les essais biaxiaux, aucun effet de la biaxialité n'a vraiment pu être identifié que ce soit sur les durées de vie, les densités de fissures amorçées ou encore les vitesses de propagation. Un des objectifs de la thèse est de proposer un modèle probabiliste d'amorçage et de développement de réseau de fissures en fatigue à partir des travaux de Malésys [2007; 2009]. Or, même si plusieurs auteurs se sont intéressés à la modélisation du multiamorçage de fissures en fatigue, peu ont proposé des lois analytiques. La plupart des auteurs utilisent des simulations numériques basées sur des tirages de Monte Carlo pour lesquelles plusieurs paramètres aléatoires sont pris en compte comme la taille des grains, les conditions de coalescence, l'orientation cristallographique des grains, etc.

Dans son modèle, Malésys [2007; 2009] propose une loi d'amorçage

$$\lambda(\Delta\sigma, N) = \lambda_0 \left(\frac{\langle \Delta\sigma - \Delta\sigma_u(N) \rangle}{\sigma_0} \right)^m \quad (2.15)$$

reliant la densité de fissures amorçables λ au chargement macroscopique appliqué $\Delta\sigma$ et au nombre de cycles de chargement N . La dépendance en nombres de cycles est décrite par un seuil $\Delta\sigma_u$ dont l'évolution est ajustée sur la courbe de fatigue du matériau par

$$\Delta\sigma_u(N) = \Delta S_d(N)^{-1/\eta} \quad (2.16)$$

Les paramètres σ_0 et m sont identifiés à partir de la moyenne et de l'écart type sur la limite d'endurance [Malésys, 2007]. Ce choix de loi d'amorçage était motivé par plusieurs raisons. La première est que son identification ne requiert aucun essai de quantification de multiamorçage qui sont longs et délicats à mener. La deuxième est que l'utilisation d'une loi de type "puissance" entre la densité de fissures amorçables et la contrainte permet dans son modèle de retomber sur une loi de type Weibull moyennant une hypothèse de maillon faible (cf. [Malésys, 2007]). Enfin, ce type de modélisation avait déjà été utilisé à plusieurs reprises pour représenter l'évolution de la densité des défauts avec le chargement. On peut citer pour les matériaux fragiles sous sollicitations dynamiques [Denoual *et al.*, 1997], pour les matériaux à retassures [Chantier, 2000], pour les sites de microplasticité [Doudard *et al.*, 2005; Poncelet *et al.*, 2010c] et pour les microfissures en fatigue [Seyedi *et al.*, 2006]. On peut noter que lorsque le nombre de cycles N tend vers l'infini alors $\Delta\sigma_u$ dont l'expression est donnée par l'équation (2.16) tend vers 0. Il est donc possible de comparer les densités de fissures maximales théoriques (équation (2.15)) avec les densités maximales obtenues en fin d'essai. En théorie, les densités théoriques devraient être largement supérieures aux densités expérimentales. Or, comme cela est illustré sur la Figure 2.52, la loi proposée sous-estime très largement les densités de fissures amorçées.

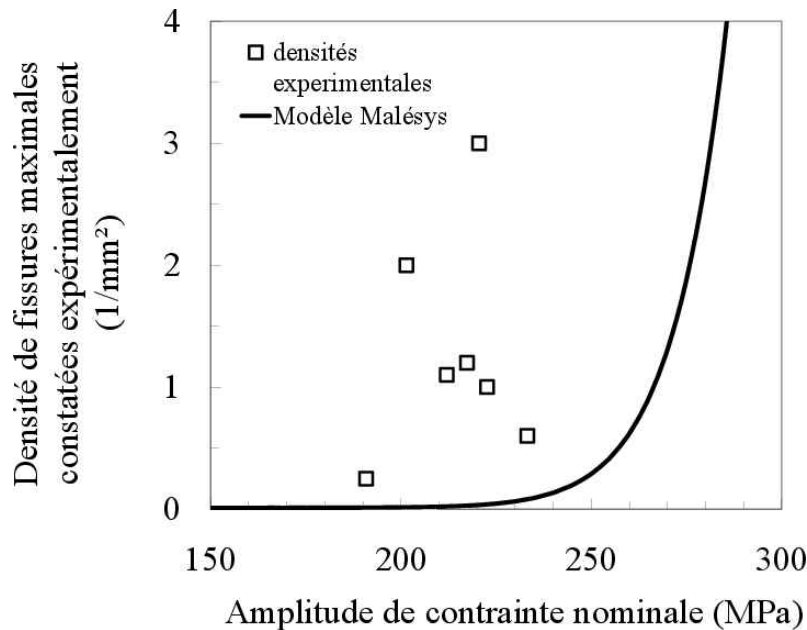


Figure 2.52 : Comparaison des densités de fissures maximales obtenues avec les densités maximales obtenues par la loi de Malésys [2007].

Une des explications de ce résultat est liée au fait que l'identification des paramètres est faite à l'endurance. Or à l'endurance, pour garantir que 50% des essais seulement vont entraîner la rupture de l'éprouvette, la densité de fissure doit forcément être très faible. Ensuite lorsque le chargement est légèrement supérieur à la limite d'endurance on constate expérimentalement que la densité de fissures est assez élevée puisque tous les grains plastifient et sont donc susceptibles d'amorcer une microfissure. Pour être capable de retranscrire cette tendance, le paramètre m qui correspond au module de Weibull devrait être extrêmement important ($m = 41$).

Finalement cette loi semble mal adaptée pour décrire l'évolution des densités de fissures. Tout d'abord, elle se heurte comme cela est expliqué précédemment à une difficulté d'identification des paramètres. La méthode astucieuse utilisée par Malésys ne permet pas de donner des résultats représentatifs de la réalité. Ensuite, le fait que la densité maximale de fissures augmente avec le chargement est important pour des niveaux faibles pour lesquels une partie des grains de surface reste élastique. Pour les chargements plus importants, tous les grains plastifient et vont donc finir par pouvoir amorcer (théoriquement) une fissure. Ainsi la densité théorique de fissures amorçables est censée être constante dès que le chargement est suffisant pour plastifier tous les grains en surface. Cette loi ne permet pas de représenter l'évolution de la densité de fissures pour des chargements différents de l'endurance.

Une solution simple est de proposer une loi empirique à partir de l'ajustement de résultats expérimentaux. Ainsi, suite à son étude expérimentale, Weiss [1992] propose une loi d'amorçage de fissures identifiée à partir de résultats expérimentaux (équation 2.2). Cette

loi propose un amorçage linéaire des fissures en fonction de la déformation plastique. Plusieurs éléments sont intéressants dans cette loi. Tout d'abord, elle donne de bons résultats par rapport à nos données expérimentales. Deux hypothèses semblent donc vérifiées. La première est le choix de l'amplitude de déformation plastique comme variable mécanique représentative de l'amorçage des fissures. La seconde est la dépendance linéaire par rapport au nombre de cycles et en puissance avec l'amplitude de déformation plastique.

Ce choix de modélisation aurait pu être conservé pour notre étude mais il a néanmoins plusieurs inconvénients. Le premier est le caractère empirique qui ne permet pas de comprendre pourquoi les hypothèses retenues sont cohérentes. Ensuite, son identification reste complexe car il est nécessaire de connaître la courbe de fatigue à l'amorçage et d'avoir également au moins un essai avec quantification de la multifissuration. Il faut donc réaliser plusieurs essais délicats à mener. Enfin, cette loi ne fait pas apparaître de lien avec la taille des microfissures. Comme cela est montré par Magnin et al. [1985], les évolutions de densités de fissures dépendent largement du type de fissures auxquelles on s'intéresse.

Il a donc été décidé de proposer une nouvelle loi basée sur une approche probabiliste et multi-échelles. L'objectif est d'obtenir une loi analytique dont les résultats seront quantitatifs mais qui permette également de donner des justifications théoriques à l'utilisation des différents paramètres. Pour cela, la modélisation proposée par Osterstock [2008] et basée sur une étude numérique est utilisée comme cadre de départ. La modélisation probabiliste proposée est décrite dans la suite de cette partie et dans l'article [Rupil *et al.*, 2011b].

4.2 Principe général et hypothèses

Le modèle proposé par Osterstock [2008] permettait de simuler la formation d'un réseau de fissures courtes (mésolfissures) pour un chargement équi-biaxial. Le principe de base était le suivant :

- création d'un agrégat de grains représentant l'ensemble des grains de surface ;
- choix d'une orientation cristallographique pour chaque grain et utilisation d'un calcul polycristallin par éléments finis (en configuration grain au sein d'une matrice) en prenant en compte des lois de comportements cycliques différentes pour la matrice et le grain ;
- extraction des champs mécaniques (contraintes et déformations) pour chaque grain ;
- choix d'une loi d'amorçage de fissure dans un grain [Déprés, 2004] ;
- détermination du nombre de cycles à l'amorçage de chaque grain d'après la loi choisie ;
- application d'un critère de coalescence entre les grains voisins [Zhai *et al.*, 2000] ;
- obtention d'une densité de mésolfissures amorcées ;
- comparaison qualitative de l'aspect du réseau obtenu avec des essais réalisés en fatigue biaxiale (BIAX).

La Figure 2.53 présente le résultat de la modélisation ainsi qu'un réseau de fissures obtenu expérimentalement.

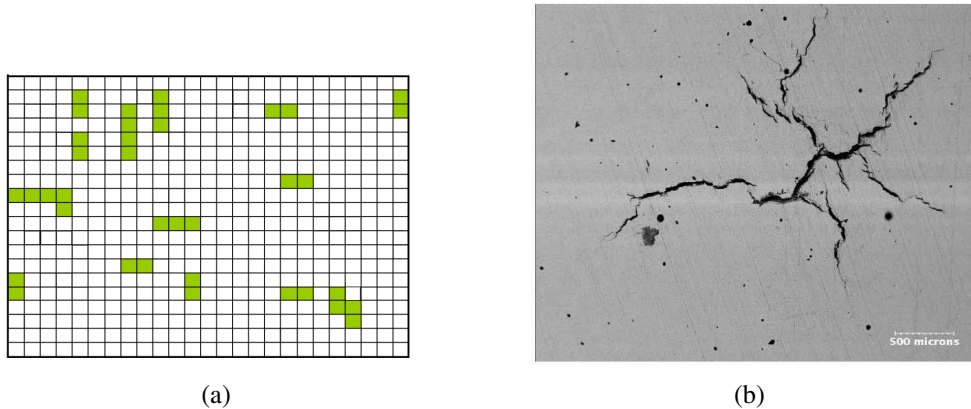


Figure 2.53 : (a) Réseau de fissures amorcées (en vert) obtenu par simulation, (b) Réseau de fissures observé expérimentalement sur essai BIAX.

La modélisation utilisée est très fine puisqu'elle permet de calculer pour chaque grain de nombreux paramètres comme la cission primaire et déviée sur tous les systèmes de glissement. Par contre elle est très longue à mettre en place puisqu'il faut lancer un nombre très important de calculs éléments finis qui permettent de réaliser une seule simulation de formation de réseau pour une matrice de grains donnée. Si on désirait utiliser ce modèle pour calculer les paramètres statistiques des densités de fissures obtenues (moyenne, écart-type, etc.), alors il faudrait faire de nombreuses simulations ce qui conduirait à des temps de calcul prohibitifs.

Dans la suite, si le principe général est conservé, le calcul est très largement simplifié. La loi d'amorçage dans un grain de Déprés [2004] est conservée. Seules les déformations plastiques et les hauteurs de grains deviennent ici des Variables Aléatoires (VA) afin d'obtenir immédiatement la distribution de nombre de cycles à l'amorçage dans un grain (plus besoin de calculs polycristallins). Ces calculs restent néanmoins très utiles pour choisir les lois de probabilité à appliquer aux différentes VA utilisées dans la modélisation. Un critère simple de coalescence est appliqué afin de calculer les amas de fissures de 4 ou 5 grains. Le fait d'utiliser cette modélisation a plusieurs avantages. Tout d'abord, les temps de calculs n'ont plus rien à voir avec la modélisation initiale proposée par Osterstock [2008]. Il est donc possible de lancer de très nombreux tirages de Monte-Carlo. Ensuite, il est possible d'exprimer la densité de fissures amorcées par une loi probabiliste, ce qui signifie qu'il est même possible de s'affranchir des simulations par tirages de Monte-Carlo.

La surface sur laquelle peut apparaître une fissure est modélisée comme un maillage 2D de grains ayant une dimension caractéristique (diamètre moyen = D_g). Le modèle est de type uniaxial, les microfissures amorcent perpendiculairement à la direction de sollicitation. Lorsqu'une fissure amorce dans un grain, sa taille est considérée comme étant fixe et égale à celle d'un grain soit D_g . Cette hypothèse "forte" sur la microstructure permet de simplifier le calcul de dénombrement final des fissures. Néanmoins, il est possible de réaliser le même type de modélisation en considérant D_g comme une variable aléatoire.

Résumons les principales hypothèses sur la géométrie et l'amorçage des fissures :

- la forme du grain en surface est de taille uniforme (celle-ci correspond à la dimension caractéristique du grain D_g) ;
- les fissures amorcent dans une seule direction (normale à la direction de la contrainte appliquée dans le cas d'un chargement uniaxial) ;
- chaque grain de la microstructure est indépendant des autres ;
- l'amorçage correspond à l'apparition d'une fissure bloquée sur les joints de grain ;
- les fissures ne peuvent pas se propager autrement que par microcoalescence entre fissures de grains voisins.

4.3 Détermination de la probabilité d'amorcer une fissure dans un grain de surface

4.3.1 Choix d'une loi d'amorçage probabiliste

Pour calculer le nombre de cycles à amorçage d'une fissure dans un grain, la loi utilisée par Osterstock [2008] est celle de Déprés [2004]

$$\sqrt{N_i} = \frac{D_g \gamma_{lim}^{surf}}{k h_g \left(1 + 2 \frac{|\epsilon_p^{VM}|}{\Delta \epsilon_p^{VM}} \right) \Delta \epsilon_p^{VM}} \quad (2.17)$$

avec k un coefficient dépendant du rapport entre la cission sur le système dévié et celle sur le système primaire, D_g représente le diamètre du grain et h_g la hauteur du grain ; $\Delta \epsilon_p^{VM}$ est la variation de déformation plastique équivalente au sens de von Mises dans le grain et $|\epsilon_p^{VM}|$ la déformation moyenne dans le grain (déformation uniaxiale introduite pour rendre compte indirectement des effets de contrainte moyenne uniaxiale). γ_{lim}^{surf} représente la hauteur limite de croissance d'extrusion en surface avant amorçage d'une fissure au pied de cette extrusion. Il est bien sûr tout à fait possible d'utiliser une autre loi d'amorçage.

Le phénomène d'amorçage est lié à l'émergence de BGP qui créent une concentration de contraintes en pied d'extrusion. L'étude de l'amorçage passe donc par l'étude théorique [Tanaka et Mura, 1981; Jacquelin, 1983; Fatemi et Socie, 1988; Mura, 1994] ou numérique [Sauzay *et al.*, 2010; Li, 2012] de l'évolution des structures de dislocations au cours des cycles de chargement.

Le critère d'amorçage a été obtenu suite à l'analyse de résultats de simulations à l'aide d'un code de DDD (Dynamique des Dislocations Discrètes). Il traite le problème de la fatigue mécanique en glissement simple et l'étude de la configuration en glissement double à température ambiante. Pour plus de détails sur le principe général du code de DDD, se référer à [Verdier *et al.*, 1998; Déprés, 2004]. Le code gère la cinématique des dislocations par interactions élastiques à courte distance de type annihilation et recombinaison ou jonctions de dislocations. Il est ainsi possible à partir d'une distribution initiale de dislocation de simuler l'émergence d'une BGP en surface d'un grain par l'arrangement des dislocations (Figure 2.54).

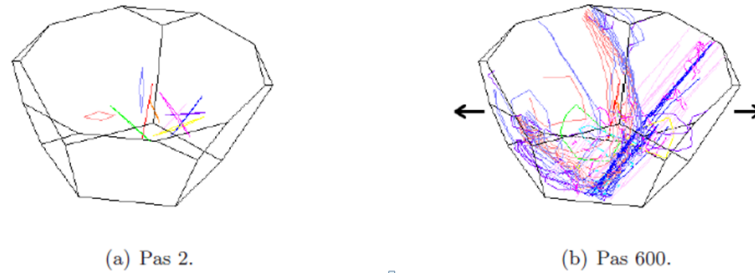


Figure 2.54 : Evolution d'une microstructure de dislocations dans un grain obtenue par calcul de DDD [Déprés, 2004].

Le cas du glissement double est également simulé en chargement equibiaxial et il est montré que celui-ci favorise l'émergence de cellules en surfaces et non plus de BGP ce qui confirme les observations de Wang et al. [2001]. Les simulations permettent alors de calculer les vitesses de croissance des extrusions. Les travaux de Cretigny et Saxena [2001] permettent de définir un seuil sur la déformation plastique irréversible accumulée en surface : γ_{surf}^{lim} . Lorsque la déformation dépasse ce seuil alors il y a apparition d'une microfissure. Il est ainsi possible de définir un premier critère d'amorçage de fissure sur une BGP dans un grain soumis à un chargement de type uniaxial ou equibiaxial.

Pour notre étude simplifiée dans le cas d'un chargement de fatigue 1D sans contrainte moyenne, cette loi peut être réécrite sous la forme suivante

$$\sqrt{N_i} = \frac{K}{h_g \Delta \varepsilon_p^{VM}} \quad (2.18)$$

avec

$$K = \frac{D_g \gamma_{lim}^{surf}}{k} \quad (2.19)$$

On retrouve alors le même type de loi que celle proposée par Tanaka et Mura [1981] avec leur modèle théorique d'amorçage de fissures en fatigue. La valeur de γ_{lim}^{surf} est prise dans la littérature [Man *et al.*, 2002]

$$\gamma_{lim}^{surf} = \sqrt{2} \frac{h_b}{d_b} = 0,75 \quad (2.20)$$

où h_b représente la hauteur de bandes critiques pour l'amorçage et d_b l'épaisseur de ces bandes. Ces valeurs sont issues de la thèse d'Osterstock [2008]. Enfin k est un paramètre ajustable de la loi.

Il est possible de considérer la variation de déformation plastique comme variable aléatoire du modèle. En effet, lorsque le matériau est soumis à des cycles de chargement, les grains présentent des déformations plastiques différentes. L'orientation cristallographique du grain notamment permet de justifier que les grains les mieux orientés auront les déformations plastiques les plus importantes et seront donc susceptibles de former plus rapidement que les autres BGP et donc d'amorcer une microfissure.

Un paramètre important concernant la cinétique de formation des extrusions à l'origine de l'amorçage des microfissures dans les grains est la profondeur du grain, soit le paramètre h_g de la loi d'amorçage. Il est possible de définir cette variable comme VA du problème dont la distribution suit une distribution de tailles de grains (avec $h_g = D_g/2$). Maillot [2003] a obtenu sur une coulée de 304L une distribution lognormale reproduite sur la Figure 2.55.

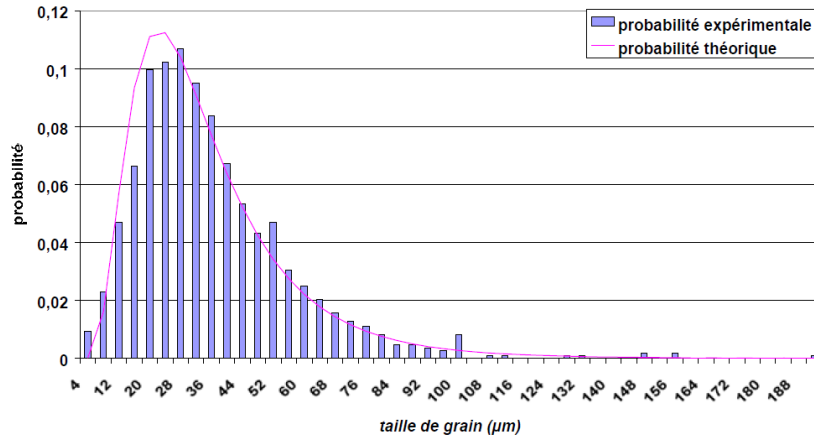


Figure 2.55 : Distribution de tailles de grains pour de l'acier 304L obtenue par Maillot [2003].

Les valeurs pour l'espérance $E(h_g) = 20 \mu\text{m}$ et l'écart-type $\sigma_{h_g} = E(h_g)/4$ sont ainsi identifiées sur les résultats de la Figure 2.55. Il est donc possible de représenter la VA h_g par la loi suivante

$$p(h_g) = \frac{1}{h_g \sigma_h \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\ln(h_g) - \mu_h}{\sigma_h} \right)^2 \right] \quad (2.21)$$

avec

$$\mu_h = \ln \left(\frac{E(h_g)^2}{\sqrt{E(h_g)^2 + \text{Var}(h_g)}} \right) \quad (2.22)$$

et

$$\sigma_h^2 = \ln \left(\frac{\text{Var}(h_g)}{E(h_g)^2} + 1 \right) \quad (2.23)$$

Un deuxième paramètre essentiel est la déformation plastique dans les grains. Des résultats de calculs d'agrégats polycristallins [Sauzay *et al.*, 2010; Li, 2012] permettent d'obtenir les répartitions de déformations totales ou plastiques pour différents cas de chargements macroscopiques. Un exemple d'histogramme obtenu pour un chargement macroscopique de 0,1% est proposé en Figure 2.56. On peut constater que le choix d'une loi

lognormale est parfaitement cohérent avec les résultats numériques fournis. Pour des chargements appliqués allant de 0,1% à 1,25%, le rapport entre la moyenne et l'écart type de la distribution de déformation plastique dans les grains varie entre 2,5 et 4.

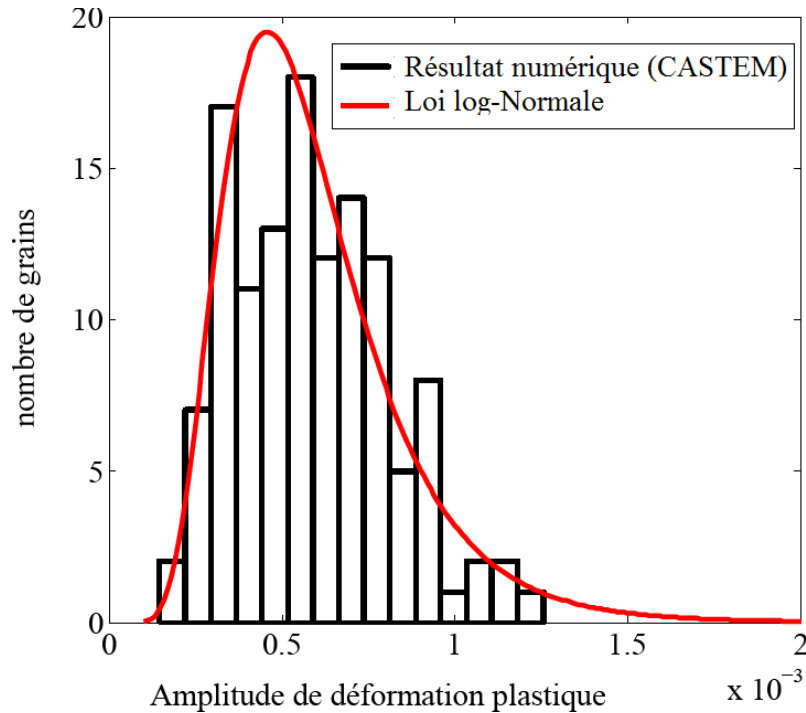


Figure 2.56 : Comparaison d'une distribution de déformation plastique dans un agrégat issue d'une simulation numérique [Sauzay *et al.*, 2010] et distribution théorique obtenue par l'utilisation d'une loi lognormale ajustée sur les résultats numériques.

Le choix a été fait de modéliser la distribution de déformation plastique par une loi lognormale avec une moyenne égale au niveau macroscopique et un rapport entre écart type et moyenne de 1/3. Il est alors possible d'écrire la densité de probabilité (ddp) représentant la VA "variation de déformation plastique" en fonction de la variation de déformation plastique macroscopique $\Delta\epsilon_p$ de la même manière que la hauteur de grain décrite par l'équation (2.21).

Les variables aléatoires $\ln(h_g)$ et $\ln(\Delta\epsilon_p)$ suivent alors des lois normales. La somme de deux lois normales est une loi normale dont la moyenne est la somme des moyennes et la variance est la somme des variances.

L'hypothèse assez "forte" de l'indépendance statistique des deux variables est faite. Si des données statistiques étaient disponibles sur la corrélation entre ces 2 paramètres, alors il serait possible de lever cette hypothèse. L'équation (2.18) simplifiée peut se réécrire

$$\ln(\Delta\epsilon_p) + \ln(h_g) = \ln(K) - \frac{\ln(N_i)}{2} = \Delta \quad (2.24)$$

4.3.2 Détermination de la loi d'amorçage probabiliste d'un grain

Enfin, la variable Δ suit une loi normale. La probabilité d'amorcer une fissure avant le nombre de cycles N est égale à la probabilité cumulée de la distribution normale de la variable Δ . On obtient les expressions suivantes

$$P(N_i < N) = \frac{1}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\ln(K) - (1/2) \ln(N_i) - \mu_\Delta}{2\sqrt{2}\sigma_\Delta} \right) \right] \quad (2.25)$$

avec

$$\mu_\Delta = \mu_h + \mu_{\Delta\varepsilon_p} \quad (2.26)$$

et

$$\sigma_\Delta = \sqrt{\sigma_\Delta^2 + \sigma_{\Delta\varepsilon_p}^2} \quad (2.27)$$

4.3.3 Détermination de la densité de microfissures de longueurs supérieures à m tailles de grains pour une ligne de grains

La probabilité d'amorcer une fissure dans un grain est maintenant définie. Néanmoins, expérimentalement, les microfissures observables ont des tailles minimales de l'ordre de 150 à 200 μm soit 4 à 5 grains de long. Il est donc nécessaire de définir une méthode pour obtenir la probabilité d'amorcer une fissure de m tailles de grains.

Plusieurs modèles proposent des approches statistiques basées sur une population de grains afin de définir les conditions de passage de joints de grains et de propagation [Hoshida et Socie, 1988; Bataille et Magnin, 1994; Suh *et al.*, 1992; Weiss et Pineau, 1993]. Ces modèles permettent de simuler l'amorçage de réseaux de fissures en surface mais dont les densités sont souvent plus importantes que celles observées expérimentalement.

Plusieurs études expérimentales ont alors été menées pour étudier le passage d'une fissure d'un grain à un autre [Zhai *et al.*, 2000; Marinelli *et al.*, 2009]. Sur le plan de la modélisation, Osterstock [2008] propose un modèle plus complexe basé sur une loi d'amorçage de type [Déprés, 2004] et sur des conditions de propagation entre grains de Zhai *et al.* [2000]. Ce type de modélisation ne permet néanmoins pas encore d'aboutir à l'obtention de données statistiques sur les réseaux de fissures comparables aux observations expérimentales.

La modélisation de l'amorçage en fatigue et le passage des premières barrières microstructurales restent encore aujourd'hui des sujets porteurs de nombreuses interrogations. Une fois que les fissures sont assez grandes, les effets de joints de grains deviennent négligeables devant l'influence des facteurs d'intensités des contraintes qui sont alors responsables de la propagation. Il est possible d'utiliser des modèles uniquement basés sur la propagation des fissures. L'objectif de la loi d'amorçage utilisée ici reste donc modeste puisqu'il s'agit de proposer une solution simple qui permette d'obtenir des densités de fissures comparables aux données expérimentales.

L'hypothèse est donc faite que les microfissures sont bloquées sur les joints de grains et ne peuvent pas se propager sans valider une condition sur les grains voisins. Cette condition est que le grain voisin ait également amorcé. Si l'on considère que la probabilité

d'amorçage dans un grain vaut p , étant donné que les grains sont indépendants, alors la probabilité d'amorcer une fissure de m grains vaut p^m . Il reste à déterminer la probabilité d'amorcer une fissure de m grains parmi un ensemble de n grains.

Dans le cas d'une ligne de grains, la probabilité qu'une fissure s'amorce dans un grain entre 0 et N_1 cycles est égale à $P(N_i < N_1) = p$. Or nous nous intéressons à des amas de grains, il faut donc trouver la probabilité d'amorcer un ensemble de m grains et ensuite de dénombrer parmi les n grains de la ligne le nombre d'amas de m grains.

Exemple : modélisation d'une ligne de 21 grains (Figure 2.57) :

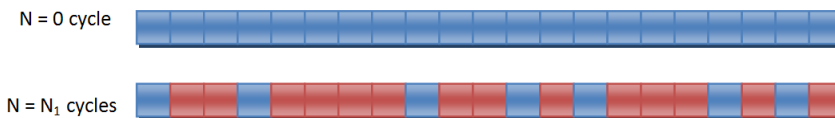


Figure 2.57 : Modélisation d'une ligne de 21 grains.

Pour $N = N_1$ cycles, les grains devenus rouges sont ceux pour lesquels $N_i < N_1$ avec i correspondant au numéro du grain. La probabilité d'amorcer ou non une fissure dans un grain est dépendante des paramètres de profondeur et de déformation plastique du grain i tirés aléatoirement dans des distributions comme les lois lognormales présentées précédemment.

L'objectif est de dénombrer les amas de grains rouges. Sur l'exemple on voit que l'on a trois amas d'une taille de grain, deux de deux, un de trois et un de quatre grains. En imaginant que l'on ne soit capable de détecter que les amas d'au moins trois tailles de grains alors le nombre d'amas détectables serait de deux et la densité d'amas : $2 / S$ avec S la section de l'ensemble des grains sur la surface d'étude. Dans le cas de l'exemple ci-dessus où les grains sont de forme carrée cette surface vaut

$$S = n \times D_g^2 \quad (2.28)$$

Revenons au cas général. Le nombre d'amas de m grains rouges est statistiquement égal à

$$n \times q^2 \times p^m \quad (2.29)$$

avec

$$q = 1 - p \quad (2.30)$$

- n correspond au nombre de grains
- q^2 est « la condition de surface » des deux grains bleus à l'extrémité ;
- p^m est « la condition de volume » (probabilité que m sites soient rouges).

On en déduit le nombre d'amas de taille supérieure ou égale à m

$$\sum_{i=m}^n n \times q^2 \times p^i = n \times q^2 \times p^m (1 + p + p^2 + \dots + p^{n-m}) \quad (2.31)$$

avec

$$1 + p + p^2 + \dots + p^{n-m} = \frac{1 - p^{n-m-1}}{1 - p} = \frac{1 - p^{n-m-1}}{q} \quad (2.32)$$

$p \leq 1$ et si $n - m \gg 1$ alors on en déduit l'expression du nombre d'amas de taille supérieure à m

$$n \times q \times p^m \quad (2.33)$$

La densité de fissures λ d'au moins m grains peut être obtenue pour une ligne de n grains de surface S par

$$\lambda = \frac{n \times (1 - p) \times p^m}{S} \quad (2.34)$$

soit finalement dans le cas de grains carrés

$$\lambda = \frac{(1 - p) \times p^m}{D_g^2} \quad (2.35)$$

4.4 Application au cas des essais uniaxiaux

Pour comparer les résultats expérimentaux à ceux issus de la loi analytique proposée, il faut avoir accès à la densité de fissures d'au moins 4 grains qui ont pu amorcer au nombre de cycles N pour le chargement appliqué. Afin de passer du cas 1D à la surface 2D, l'hypothèse est faite que chaque ligne de grains de la géométrie est indépendante. Il est possible d'obtenir la densité théorique de fissures amorcées au nombre de cycles N et sur la surface S et pour un chargement macroscopique appliqué $\Delta\varepsilon_p$

$$\lambda(N, \Delta\varepsilon_p, S) = \frac{l \times n}{S} (1 - p(N, \Delta\varepsilon_p)) p(N, \Delta\varepsilon_p)^4 \quad (2.36)$$

où l représente le nombre de lignes de grains indépendantes, n le nombre de grains par ligne et S la surface totale sur laquelle les fissures sont décomptées. Enfin, il est possible d'exprimer la surface dans le cas de grains carrés par l'expression suivante

$$S = l \times n \times (D_g)^2 \quad (2.37)$$

et finalement

$$\lambda(N, \Delta\varepsilon_p) = \frac{1}{D_g^2} (1 - p(N, \Delta\varepsilon_p)) p(N, \Delta\varepsilon_p)^4 \quad (2.38)$$

Les paramètres d'entrée pour un même matériau (distribution de tailles de grains identique) sont réduits à la déformation plastique macroscopique $\Delta\varepsilon_p$ appliquée. La distribution de déformations plastiques dans les grains de surface est fixée par hypothèse. Il est donc possible de connaître pour le chargement appliqué et à chaque cycle N , la densité de microfissures de longueur égale à 4 grains amorcées. Il reste une quantité à déterminer, il s'agit du paramètre k de la loi de Déprés (équation (2.17)).

4.4.1 Comparaison aux résultats expérimentaux uniaxiaux

Les essais réalisés permettent l'observation d'une certaine zone de l'éprouvette qui peut être modélisée par un rectangle d'une dimension de l'ordre de $3,9 \times 5 \text{ mm}^2$ soit près de 20 mm^2 . La dimension caractéristique d'un grain D_g vaut $40 \text{ }\mu\text{m}$.

D'autres types de modélisation de la surface peuvent être retenus, cela entraînera soit une modification de la surface soit de la méthode de dénombrement. Pour les différents essais, l'évolution de la densité de fissures est relevée. Elle est maintenant comparée aux résultats du modèle analytique proposé.

Le paramètre k est identifié sur le niveau de chargement pour lequel le plus grand nombre d'essais a été réalisé (220 MPa). Pour ce cas la déformation totale utilisée est celle mesurée par CIN, $\Delta\varepsilon = 0,63\%$. Il est alors possible d'estimer la déformation plastique moyenne à $\delta\varepsilon_p = 0,41\%$ par l'équation classique $\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon - \frac{\Delta\sigma}{E}$ (avec $E = 196 \text{ GPa}$). Pour ces essais les paramètres du modèle sont les suivants :

- $D_g = 40 \text{ }\mu\text{m}$
- $E(h_g)/\sigma_{h_g} = 4$
- $\Delta\varepsilon_p = 0,41\%$
- $E(\Delta\varepsilon_p)/\sigma_{\Delta\varepsilon_p} = 3$
- $k = 1,3$

Il est alors possible de tracer l'évolution de la probabilité pour un grain d'amorcer une fissure (probabilité donnée par l'équation (2.25)) pour le chargement considéré (Figure 2.58).

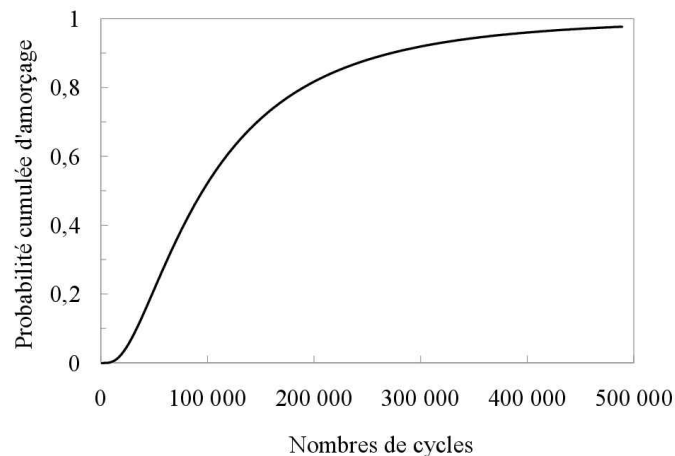


Figure 2.58 : Evolution de la probabilité d'amorçage d'une microfissure dans un grain en fonction du nombre de cycles.

Le paramètre k étant fixé à 1,3, il est possible de comparer les résultats des essais réalisés pour différents cas de chargements au modèle (Figure 2.59). On constate que les tendances sur l'évolution des densités de fissures semblent bien respectées pour les niveaux de chargement testés (de 190 MPa à 220 MPa).

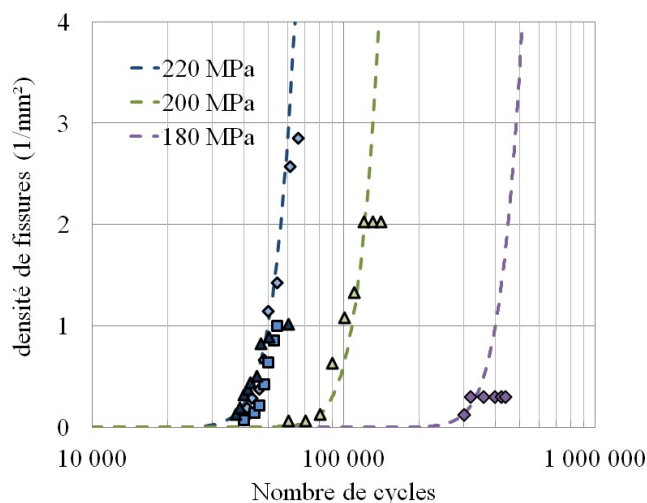


Figure 2.59 : Comparaison modèle (traits pointillés) / essais pour l'évolution de la densité de fissures amorcées.

4.4.2 Comparaison aux résultats de Magnin et al. [1985]

Magnin et al. [1985] ont relevé l'amorçage de fissures de différentes tailles lors d'essais de fatigue sur un acier inoxydable austénitique de type AISI 316L. Il est possible de suivre l'évolution de plusieurs types de densités de fissures amorcées : des fissures de type I (= 1 taille de grain), de type II (entre 1 et 3 tailles de grains) et de type III (entre 3 et 10 tailles de grains). Ces résultats expérimentaux sont illustrés sur la Figure 2.60 et montrent que la densité de fissures de type I croît jusqu'à saturation puis décroît à la fin de l'essai. Les fissures de type II et III apparaissent plus tardivement et n'ont pas le temps d'atteindre la saturation avant l'arrêt de l'essai (correspondant à l'émergence d'une fissure macroscopique).

Le modèle proposé peut également donner les évolutions de densités de fissures plus courtes. Il est donc possible de tracer sur la Figure 2.61 les résultats donnés par le modèle d'après les données (déformation plastique macroscopique notamment) issues de Magnin et al. [1985].

Les résultats expérimentaux sont retrouvés de manière qualitative par la modélisation proposée à condition d'aller plus loin en nombre de cycles. Une comparaison quantitative est délicate puisque la modélisation ne prend pas en compte la phase de propagation. De plus, les résultats expérimentaux ne concernent qu'un seul essai (donc pas forcément représentatif du comportement moyen) et sur un matériau différent (mais proche) de celui utilisé ici pour identifier le paramètre libre du modèle. Néanmoins, les écarts rencontrés sur les densités de fissures de type I ou II ne sont pas surprenants et peuvent s'expliquer par un choix approximatif de la taille de grain représentative (ici $50 \mu\text{m}$) ou par le fait que dans la modélisation aucune condition de coalescence entre les microfissures n'ait été utilisée.

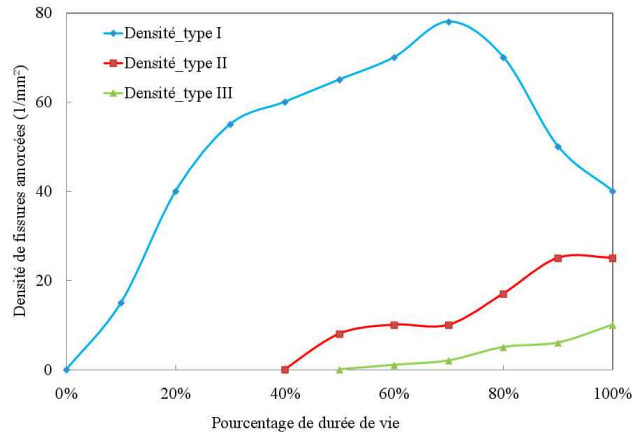


Figure 2.60 : Relevés expérimentaux de densités de fissures amorcées en fatigue par Magnin et al. [1985] pour un chargement macroscopique appliqué de $\Delta\varepsilon_p = 0,8\%$, $N_R = 7500$ cycles.

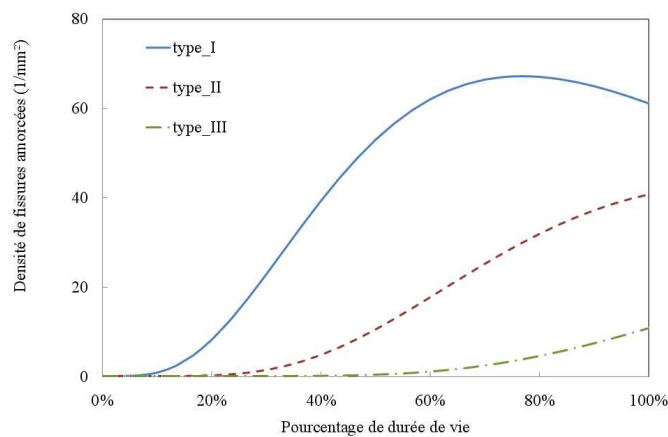


Figure 2.61 : Densités de fissures amorcées obtenues par la loi probabiliste proposée pour un chargement macroscopique appliqué de $\Delta\varepsilon_p = 0,8\%$ et avec $N_R = 22000$ cycles.

4.5 Conclusion sur la loi d'amorçage analytique proposée

Nous avons proposé une loi d'amorçage de fissures dépendant uniquement d'un paramètre lié au chargement (ici la déformation plastique) et d'une dimension caractéristique dépendant de la microstructure qui possède de nombreux avantages par rapport aux lois existant dans la littérature. Elle respecte la physique en faisant saturer la densité de fissures au même niveau quel que soit le chargement. Ceci traduit l'hypothèse que lorsque le matériau est en comportement plastique généralisé alors tous les grains plastifient et sont susceptibles d'amorcer une fissure. Ensuite elle s'exprime de manière analytique et est donc facilement implantable dans un modèle existant. Elle dépend de peu de paramètres :

chargement macroscopique, taille de la microstructure et ne possède qu'un paramètre numérique supplémentaire à identifier sur au moins un essai de multifissuration. Une autre solution est d'intégrer cette loi dans un modèle numérique plus complet qui gère notamment la propagation des fissures dont la taille est supérieure à 4 grains ainsi que les interactions entre fissures. Dans ce cas il serait possible d'identifier ce paramètre k en utilisant uniquement les durées de vie à rupture.

La loi permet de simuler correctement l'évolution de la densité constatée pendant nos essais. Elle permet également de retrouver qualitativement les résultats de Magnin et al. [1985] pour des fissures plus courtes.

5 Conclusion

Deux campagnes d'essais ont été menées. Une première en fatigue mécanique uniaxiale et la seconde en fatigue mécanique biaxiale. Lors de ces essais, de multiples données ont été extraites sur l'évolution du comportement du matériau et notamment sur la phase d'endommagement par multifissuration.

Tout d'abord, les comparaisons des nombres de cycles à l'amorçage pour les différents essais réalisés avec les nombres de cycles à l'amorçage constatés lors des essais de fatigue thermique SPLASH ont confirmé l'existence d'un écart important qui ne semble pas pouvoir être expliqué par l'effet de biaxialité.

Cet écart reste donc pour l'instant inexpliqué. Une piste pour expliquer cet écart est l'effet de la contrainte moyenne. Nos essais sont à contrainte moyenne nulle alors qu'il n'est pas possible de connaître avec certitude la valeur de la contrainte moyenne lors des essais SPLASH. On peut juste considérer d'une part qu'un choc froid sur une plaque chaude induit une contrainte moyenne de traction lors des premiers cycles et d'autre part que cette contrainte moyenne de traction va se relaxer cycliquement à partir du moment où le matériau plastifie à chaque cycle. Or il a été montré récemment que l'effet d'une contrainte moyenne de traction à même amplitude de déformation était important sur ce matériau [Vincent et Chaise, 2010]. Par conséquent, si une contrainte moyenne subsiste au cours des cycles, notamment pour les essais à plus faible niveau de chargement pour lesquels la relaxation cyclique du matériau est a priori la plus faible, on peut supposer que cela ait un effet sur la durée de vie.

Par ailleurs, nous comparons sur une même courbe de fatigue des nombres de cycles à l'amorçage obtenus en fatigue isotherme à température ambiante avec des nombres de cycles à l'amorçage en fatigue thermique entre 150 et 320°C. L'effet de température sur la courbe de fatigue en déformation n'est donc pas pris en compte même si les essais de Mottot et Noblecourt [2002] semblent indiquer que celui-ci reste faible (Figure 2.2) quand on compare les nombres de cycles à rupture d'essais de fatigue isotherme. Il faudrait toutefois confirmer le faible effet de la température par des essais de détection d'amorçage en fatigue uniaxiale en température et à grand nombre de cycles. De même, l'effet d'environnement a pour le moment toujours été négligé mais des études spécifiques pour valider ce point seraient sans doute souhaitables.

Il existe également une certaine incertitude tant sur la stabilité des niveaux de chargements expérimentaux imposés lors des essais SPLASH que sur les calculs de chargements mécaniques équivalents. Ces derniers dépendent du choix des conditions aux limites (lesquelles sont difficiles à mesurer lors de chocs thermiques rapides), et de la loi constitutive pour un matériau dont le comportement est particulièrement complexe.

Ainsi, pour l'instant plusieurs scénarii sont possibles pour expliquer les écarts encore constatés entre fatigue thermique et mécanique. Afin de pouvoir répondre définitivement à cette question plusieurs essais de fatigue semblent nécessaires :

- des essais équi-biaxiaux avec détection d'amorçage et contrainte moyenne non nulle ;
- des essais en température sous atmosphère peu oxydante permettant d'atteindre de grands nombres de cycles sans effet de l'environnement ;
- des essais de fatigue thermique plus précis permettant de valider l'ensemble et d'atteindre plusieurs millions de cycles en fatigue thermique.

Les développements réalisés notamment dans l'utilisation de la CIN permettent d'envisager de lancer très rapidement les essais manquants. Une campagne d'essais de FGNC en température est prévue. Enfin, un nouvel essai de fatigue thermique (SPLASH 2) est en cours d'étude dont l'objectif est de permettre d'atteindre des millions de cycles avec un chargement d'amplitude constante imposé par un laser de puissance dans un milieu neutre. Cet essai combinerait des mesures de champs sans contact thermiques et cinématiques de la zone de trempe, là où les fissures s'amorcent et où le signal thermique est le plus fort, diminuant ainsi l'incertitude de mesure par rapport à des mesures faites par thermocouples déportés en dehors de la zone de trempe. Des premiers tests de validation des mesures de champs thermique et cinématiques ont fait l'objet d'un stage de Master [Gomez Fontecha, 2011].

Concernant les densités de fissures constatées, les essais uniaxiaux ont mis en évidence un amorçage important de fissures même pour des chargements faibles (conduisant à une durée de vie de l'ordre de 10^5 cycles). Par contre, dès que le chargement se rapproche de l'endurance alors la densité de fissures amorcées chute. Les essais biaxiaux ont confirmé les résultats obtenus en fatigue uniaxiale en faisant apparaître des réseaux de fissures multidirectionnels extrêmement denses pour des chargements forts et des réseaux de faibles densités voire aucune fissure pour les chargements proches de la limite d'endurance du matériau. Enfin, ces densités de fissures sont du même ordre de grandeur que celles obtenues en fatigue thermique. Il reste néanmoins un écart important sur les niveaux de chargement permettant d'amorcer ce type de réseaux. Ainsi, soit l'évaluation des chargements thermiques est erronée soit la fatigue thermique induit un effet aggravant sur l'amorçage de fissures autre que l'état de biaxialité du chargement.

Chapitre 3

Simulation numérique de l'endommagement par multifissuration en fatigue

Ce chapitre traite de la modélisation complète du phénomène de multifissuration dans le cas de la fatigue uniaxiale et biaxiale. Le modèle probabiliste analytique initialement proposé par Malésys [2007; 2009] a été modifié afin de pouvoir obtenir des résultats numériques comparables aux résultats expérimentaux décrits précédemment. Deux modèles stochastiques s'appuyant sur des tirages de Monte Carlo ont également été utilisés et développés pendant la thèse en s'appuyant sur les résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 2 : un premier modèle postulant a priori la forme et la taille des zones d'obscurcissement entourant les fissures déjà formées et un second modèle, développé par Bares [2010], qui utilise des éléments finis pour recalculer explicitement l'évolution de ces zones de redistribution du champ de contraintes.

Sommaire

1	Introduction	121
1.1	Code de dimensionnement RCC-M	121
1.2	Exemples de modélisations existantes	123
2	Détails du fonctionnement des modèles utilisés	132
2.1	Modèle stochastique de type Monte-Carlo	132
2.2	Simulation par calcul avec éléments finis cohésifs [Bares, 2010]	138
2.3	Modèle probabiliste continu [Malésys, 2007]	141
3	Modélisation des essais uniaxiaux	149
3.1	Modélisation stochastique	149
3.2	Modélisation probabiliste	153
3.3	Modélisation éléments finis cohésifs	154
3.4	Bilan des comparaisons entre simulations	156
4	Modélisation des essais biaxiaux	156
4.1	Modélisation probabiliste	157
4.2	Modélisation par éléments finis cohésifs	158
4.3	Bilan des comparaisons entre simulations pour le cas biaxial	160
5	Conclusion	161

1 Introduction

L'objectif de la thèse en termes de modélisation est de proposer un modèle de type stochastique permettant de simuler l'endommagement par multifissuration dans le cas de la fatigue mécanique et thermique. Un modèle probabiliste analytique et continu a déjà été largement développé dans la thèse de Malésys [2007; 2009]. Ce cadre de travail représente un point de départ de nos travaux de modélisation. Les premiers résultats obtenus par Malésys ne permettaient toutefois pas d'obtenir de bons ordres de grandeurs tant pour les densités de fissures amorcées que pour les nombres de cycles à l'amorçage des réseaux de fatigue thermique.

Il s'agit donc de reprendre la modélisation initialement proposée et de la modifier afin de permettre de simuler le plus quantitativement possible les résultats obtenus expérimentalement en fatigue mécanique uniaxiale et biaxiale. Comme cela a déjà été présenté, la principale différence entre la fatigue thermique et la fatigue mécanique biaxiale est la présence dans le cas thermique d'un gradient de température qui arrête la propagation des fissures en profondeur. Il est donc possible par simple modification de la cinétique de propagation de simuler avec le modèle probabiliste proposé soit des essais thermiques soit des essais mécaniques.

Dans la littérature, plusieurs autres stratégies de modélisation sont utilisées. Avant de détailler certaines de ces solutions de modélisation (cf. partie 1.2), le critère utilisé actuellement pour le dimensionnement des canalisations est précisé (cf. partie 1.1).

1.1 Code de dimensionnement RCC-M

Il s'agit du code industriel de dimensionnement des centrales nucléaires françaises. Pour chaque classe de matériau, une courbe de fatigue est utilisée, elle est appelée "courbe de design". C'est une courbe moyenne obtenue après application de "coefficients de transfert éprouvette-structure". La courbe de design issue de la thèse d'Amiable [2005] est présentée sur la Figure 3.1. Cette courbe représente une amplitude de pseudo-contrainte S_a en fonction du nombre de cycles à rupture ou à amorçage N_r .

L'amplitude de pseudo-contrainte S_a est déterminée à partir des déformations expérimentales en supposant que le matériau a un comportement élastique. Comme le montre Amiable [2005], cette courbe a plutôt tendance à être conservatrice, même pour la fatigue thermique (Figure 3.1). Cependant le caractère apparemment conservatif de cette courbe notamment vis-à-vis d'essais de fatigue uniaxiale classique (qui servent de base à sa construction) lui permet d'inclure d'autres effets aggravants tels que ceux liés à l'environnement, à la contrainte moyenne. Ainsi les résultats d'essais de fatigue thermique étant situés en-dessous de ceux obtenus en fatigue uniaxiale isotherme, on peut en déduire qu'une partie de la marge utilisée pour prendre en compte ces autres effets est déjà rognée lors d'essais de fatigue thermique. Dans certains cas, la marge restante est insuffisante si l'on en juge par le fait que de nombreux sites d'endommagement de fatigue thermique ont été décelés dans certaines tuyauteries.

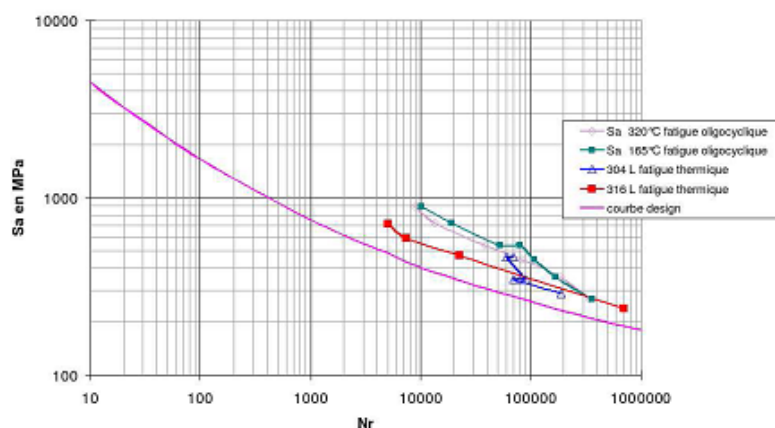


Figure 3.1 : Courbe de design de l'acier inoxydable 304L pour une température inférieure à 427°C comparée à des résultats de fatigue mécanique uniaxiaux et de fatigue thermique [Amiable, 2005].

Ce critère de conception a déjà été remis en cause et Amiable propose un nouveau critère de dimensionnement en fatigue thermique fondé sur celui de Park et Nelson [2000] illustré sur la Figure 3.2.

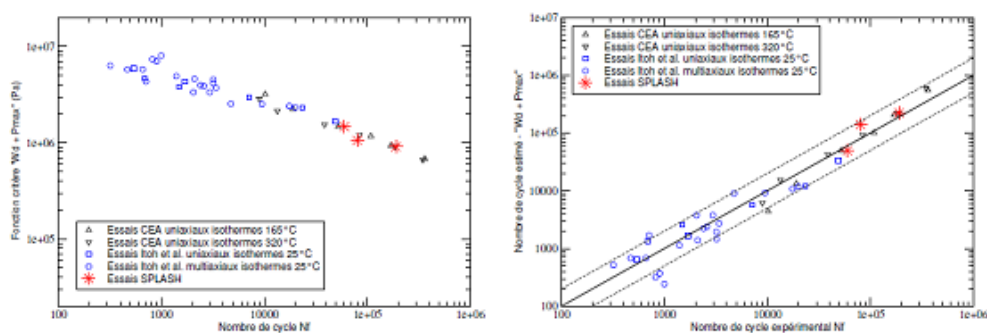


Figure 3.2 : Critère " $W_d + aP_{max}$ " [Amiable, 2005] pour l'expérience SPLASH [Maillot, 2003], les essais uniaxiaux isothermes du CEA [Mottot et Noblecourt, 2001], des essais uniaxiaux et multiaxiaux isothermes [Itoh *et al.*, 1995].

La proposition d'un nouveau critère a l'avantage de fournir une solution applicable pour le dimensionnement. Néanmoins, au-delà d'un critère de conception, il semble nécessaire de développer des modèles plus performants capables de prédire avec précision l'apparition et le développement de l'endommagement de fatigue thermique afin d'éviter tout incident lié à ce type d'endommagement. Une modélisation complète permettrait de relier les densités de fissures amorcées aux chargements ainsi qu'aux grandeurs critiques comme la profondeur maximale des fissures et donc à la dangerosité potentielle pour la

structure.

1.2 Exemples de modélisations existantes

Afin de modéliser l'endommagement en fatigue, de nombreuses solutions sont utilisées. La première présentée précédemment est l'utilisation d'un critère de dimensionnement permettant de prévoir la durée de vie à l'amorçage de la première fissure par exemple [Seyedi *et al.*, 2006]. D'autres méthodes permettent de simuler la formation des réseaux de fissures en profondeur ou en surface. Dans ce cas, il est possible d'avoir accès à des données statistiques caractéristiques des réseaux (densités de fissures, profondeur maximale des fissures, ...). Ces types d'approches peuvent être classés en trois catégories principales :

- Les calculs de structures avec prise en compte de l'endommagement. Pour obtenir des données statistiques sur la forme ou la densité des réseaux de fissures, il faut réaliser des tirages aléatoires (approche de type Monte-Carlo) sur les paramètres liés à l'endommagement et lancer de nombreuses simulations.
- Les modèles stochastiques également basés sur des tirages aléatoires mais sans utiliser de calculs de structures. Même si ce type de modèle est plus "pauvre" que l'approche précédente, il permet d'obtenir des temps de calculs plus faibles et ainsi de réaliser plus facilement un nombre important de calculs.
- Les modèles probabilistes qui n'utilisent ni les calculs de structures ni les tirages de Monte-Carlo. Cette dernière catégorie propose généralement une écriture analytique qui contient toute l'information stochastique. C'est la principale solution de modélisation retenue dans le cadre de la thèse.

Les modélisations les plus utilisées sont numériques sans calculs de structures qui utilisent de nombreux tirages aléatoires (approche de type Monte-Carlo). Ce type de modélisation est basé sur des calculs simples et rapides et permet donc d'obtenir facilement des résultats statistiques. Les travaux sont ainsi très nombreux et il est ici impossible de tous les détailler.

On peut citer, par exemple, les premiers travaux de Hoshide et Socie [1988] qui proposent de modéliser la surface par un ensemble de grains. Chaque grain possède une orientation cristallographique privilégiée pour l'amorçage et tirée aléatoirement. Il est ainsi possible de calculer un chargement local différent pour chaque grain. L'utilisation d'un critère d'amorçage [Tanaka et Mura, 1981] permet de déduire le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure dans les différents grains. Un critère de coalescence et de propagation des fissures amorcées permet de simuler la propagation des fissures. Cette modélisation est utilisée pour des chargements de fatigue biaxiaux de type traction/torsion. Dans cette modélisation deux modes de propagations sont utilisés : la coalescence et la propagation selon une loi de Paris. La Figure 3.3 présente trois exemples de résultats numériques obtenus dans le cas de la simulation d'un essai uniaxial (sans torsion) pour 3 niveaux de chargements macroscopiques. On peut constater que la morphologie du réseau de fissures qui présente peu de mésofissures orientées parallèlement ne correspond

pas vraiment aux morphologies observées expérimentalement.

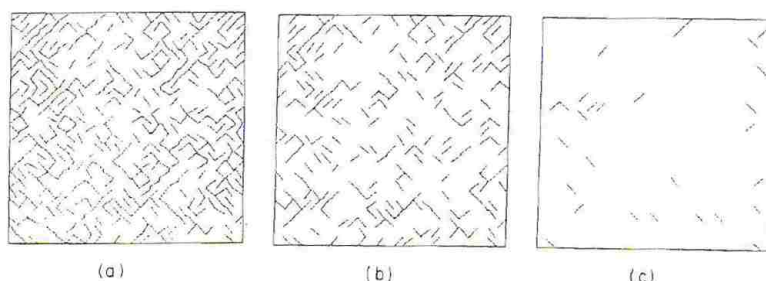


Figure 3.3 : Réseaux de fissures obtenus par simulations [Hoshide et Socie, 1988] en fatigue uniaxiale (chargement dans la direction verticale) pour (a) $\Delta\varepsilon = 0,02$ ($N/N_f = 0,7$), (b) $\Delta\varepsilon = 0,0086$ ($N/N_f = 0,63$), (c) $\Delta\varepsilon = 0,0044$ ($N/N_f = 0,79$).

D'autres modèles présentent des approches assez similaires [Bataille et Magnin, 1994; Argence, 1996] pour simuler l'amorçage de fissures courtes. Comme dans le modèle précédent, une loi de coalescence [Ochi *et al.*, 1985] et des lois de propagation pour différents types de fissures sont utilisées. Par contre, la loi d'amorçage est différente puisque pour Bataille et Magnin [1994] les grains sont discrétisés en éléments unitaires (36 éléments par grain). Des tirages aléatoires d'un paramètre d'endommagement sont réalisés pour chaque élément. Lorsque l'endommagement d'un élément dépasse un seuil fixe alors le grain amorce une microfissure localisée dans l'élément rompu. Un seul élément peut rompre par grain. Ce type de modélisation offre une solution bien adaptée à la modélisation stochastique de l'amorçage de fissures très courtes mais ne permet pas de retrouver des densités de mésofissures proches des résultats expérimentaux. Quant à Argence [1996], il utilise la loi d'amorçage mise en évidence expérimentalement par Weiss [1992] et décrite dans la partie 1.2.2 du deuxième chapitre. Un exemple de résultat de réseau obtenu dans le cas de la simulation d'un essai de torsion en fatigue/relaxation est présenté sur la Figure 3.4.

Ce type de modèles stochastiques discrets continue d'être développé, on peut citer certains travaux récents comme celui d'Alexandre [2004] qui propose un modèle qui permet de prendre en compte la coalescence de petites fissures. Il simule à la fois la microstructure aléatoire de l'alliage INCO 718 et l'endommagement en fatigue de l'alliage à base nickel. La Figure 3.5 présente un exemple de comparaison entre simulation numérique et observation expérimentale.

De plus, Hoshide [2010] a proposé un modèle amélioré du modèle initial [Hoshide et Socie, 1988] avec une microstructure modélisée par des polygones de Voronoï. Les nouveaux réseaux obtenus sont illustrés sur la Figure 3.6.

De la même manière, les travaux expérimentaux de Magnin et al. [1985] simulés par Bataille et Magnin [1994] ont récemment été modélisés [Yahiaoui et Ait Saadi, 2010] avec une très bonne concordance entre résultats expérimentaux et numériques. La mo-

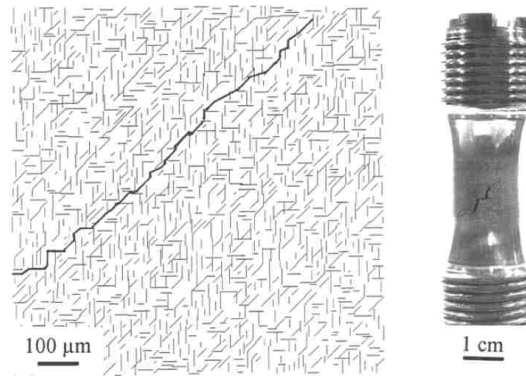


Figure 3.4 : Résultat de simulation dans le cas d'un essai de torsion en fatigue/relaxation [Argence, 1996].

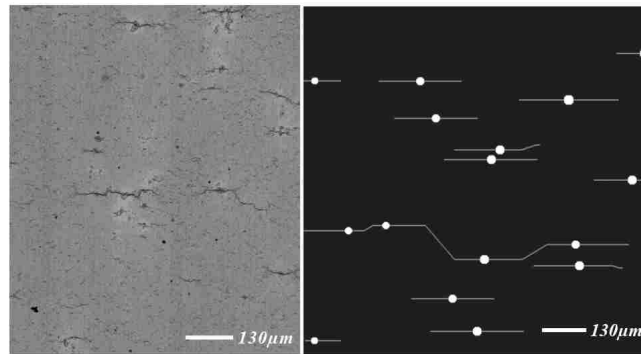


Figure 3.5 : Résultat de simulation obtenu par Alexandre [2004] comparé à l'endommagement observé expérimentalement.

délisation utilise cette fois des lois de propagation et d'amorçage probabilistes (Weibull pour l'amorçage).

Ce type de modélisation permet de simuler la phase d'endommagement en fatigue mécanique par multifissuration depuis l'amorçage des fissures dans les grains jusqu'à la propagation de la fissure macroscopique. Etant donné que l'aspect aléatoire et dispersif de l'endommagement en fatigue est majoritairement lié à l'hétérogénéité de la microstructure, l'échelle à laquelle se place ce type de modélisation est particulièrement adaptée à la bonne modélisation de cet aspect du phénomène.

Les différences de modélisation résident principalement dans le choix des lois ou des paramètres aléatoires utilisés pour les simulations. Pour certains auteurs les lois de propagation sont considérées déterministes alors que pour d'autres elles sont probabilistes. Les simulations numériques sont généralement rapides et permettent d'avoir accès aux distributions statistiques recherchées. Les bonnes performances de ces modélisations sont

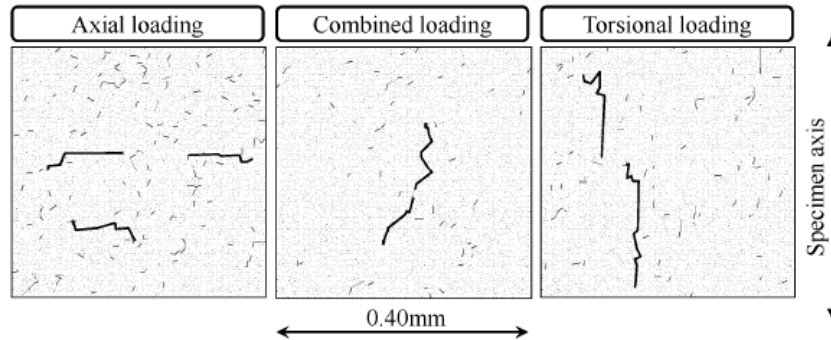


Figure 3.6 : Résultat de simulation dans le cas d'un essai de fatigue en traction, torsion et chargement combiné [Hoshide, 2010].

fortement liées à la possibilité de pouvoir réaliser une quantité importante de simulations. Toutefois, comme cela est précisé par Alexandre [2004], certains calculs restent longs et ne permettent pas de réaliser un nombre suffisant de simulations afin de permettre l'étude complète des données statistiques.

L'approche probabiliste est très proche de la modélisation numérique décrite précédemment. Dans ce cas, il n'y a plus de tirages dans des lois probabilistes. L'écriture analytique des lois de probabilité des variables aléatoires du modèle est conservée. Cette approche possède de nombreux avantages puisqu'une seule simulation numérique est réalisée. Le calcul donne alors directement accès aux distributions complètes des grandeurs souhaitées. Par contre, comme dans le cas stochastique, les performances sont également très fortement dépendantes du choix des lois utilisées. Il est de plus souvent difficile d'aboutir à une expression explicite des grandeurs calculées notamment dans le cas des phénomènes d'interactions entre fissures (il est alors nécessaire de résoudre des intégrales numériques pour obtenir les résultats souhaités).

Dans ses travaux de thèse, Alexandre [2004] propose un modèle probabiliste d'amorçage de fissures mais utilise un modèle de type Monte-Carlo pour réaliser des simulations avec prise en compte de la coalescence. Il propose par contre un modèle probabiliste permettant de décrire trois types d'amorçage de fissures en compétition (l'amorçage sur particules surfaciques ou internes et l'amorçage de fissures sur BGP) et d'en déduire une probabilité de rupture de la structure. Ce modèle est associé à des histogrammes de répartition des tailles de particules et à une loi de propagation de fissures permettant de connaître la taille et le type de fissures à chaque instant du calcul. Fedelich [1998] propose quant à lui une expression analytique de la coalescence entre fissures couplée à une loi d'amorçage de fissures. Il compare alors les résultats obtenus entre le modèle analytique et une approche similaire de type Monte-Carlo. La Figure 3.7 propose un exemple de résultat du modèle de type Monte-Carlo et la Figure 3.8 illustre la comparaison de l'évolution de la densité de fissures entre les différentes modélisations : Monte-Carlo, probabiliste sans coalescence et probabiliste avec coalescence. Ce type d'approche montre qu'il est parfois

possible de s'affranchir des multiples simulations liées à l'utilisation d'une méthode de Monte-Carlo au profit d'un calcul numérique unique contenant toute l'information. C'est ce type de démarche qui a été utilisé pour la proposition de la loi d'amorçage présentée en partie 4 du chapitre 2.

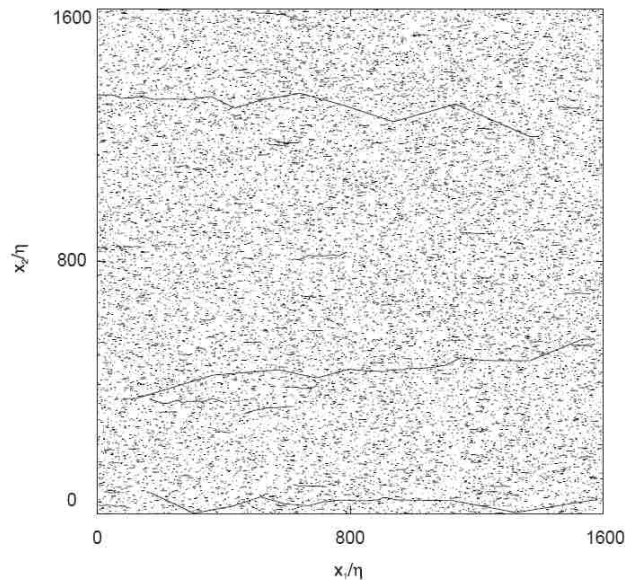


Figure 3.7 : Illustration d'un résultat de simulation obtenu par un modèle numérique de type Monte-Carlo prenant en compte l'amorçage et la coalescence de fissures courtes [Fedelich, 1998].

Des modèles probabilistes basés sur la théorie de Weibull sont également utilisés pour décrire la formation de fissures dans des structures. Ainsi, Chantier-De Lima [2000] calcule une probabilité de rupture de bras de suspension basée sur une densité de défauts (micro-retassures) présents dans la fonte à graphite sphéroïdal. Doudard et al. [2005], Poncelet [2007] proposent de modéliser les propriétés mécaniques en FGNC à partir d'essais d'auto échauffement où la micro-plasticité est identifiée comme étant la cause des échauffements de la structure. En associant une dissipation à l'activité micro-plastique, les courbes d'échauffement sont ainsi modélisées et en ajoutant l'hypothèse du maillon le plus faible, les courbes de Wöhler sont également retrouvées. Le lien entre sites de micro-plasticité et endommagement a entraîné la conservation de ce type d'approche probabiliste [Seyedi, 2005; Malésys, 2007] pour modéliser l'amorçage aléatoire des fissures.

Après la modélisation des effets d'interactions de type coalescence, d'autres auteurs [Denoual *et al.*, 1997; Denoual, 1998; Seyedi *et al.*, 2006; Malésys, 2007] se sont particulièrement intéressés à la formulation analytique de l'écrantage ou obscurcissement entre fissures. Cette modélisation permet notamment de prédire le nombre de cycles à saturation d'un réseau de fissures. Une illustration de l'évolution de l'obscurcissement avec la

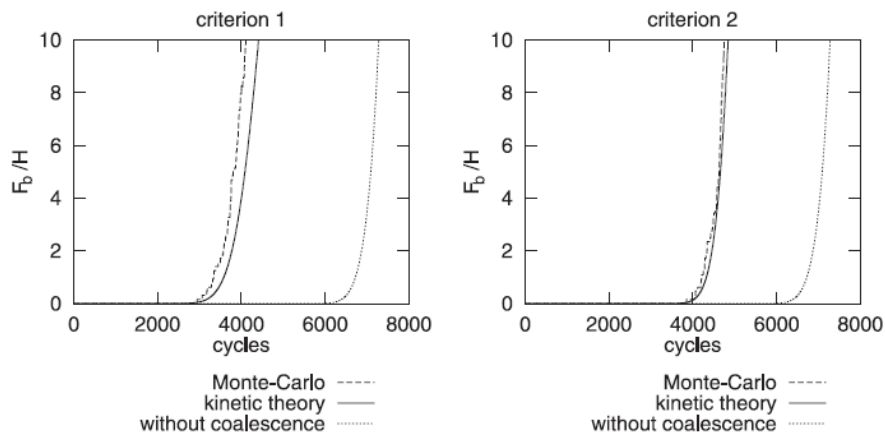


Figure 3.8 : Comparaison de l'évolution de la moyenne de la densité de fissures entre une modélisation de Monte-Carlo et une modélisation continue (avec et sans prise en compte du phénomène de coalescence) [Fedelich, 1998].

multifissuration est proposée par Malésys [2007] (Figure 3.9). Les zones d'obscurcissement sont représentées grisées. Lorsque la multifissuration est suffisante pour que toute la surface soit recouverte alors le réseau ne peut plus se développer. Aucune fissure ne peut amorcer dans une zone d'obscurcissement. La prise en compte de cet effet d'écran et surtout de zones de non amorçage permet de simuler des densités de fissures bien plus réalistes. Les modèles précédents qui ne prennent en compte que la coalescence comme phénomène d'interactions ont en effet tendance à amorcer une quantité très importante de fissures courtes.

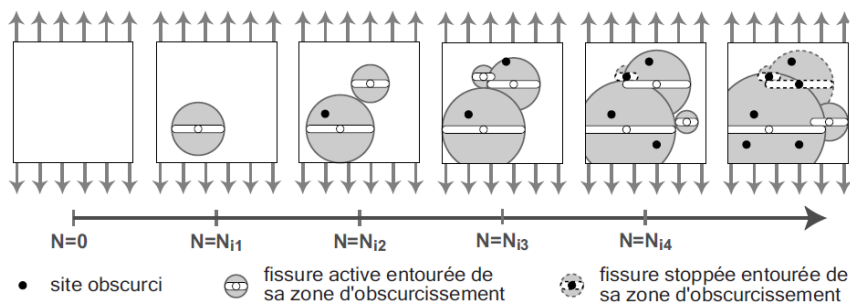


Figure 3.9 : Evolution d'un réseau de fissures sous hypothèses de germination continue et de processus d'obscurcissement d'un domaine entourant une fissure soumise à un chargement de traction cyclique [Malésys, 2007].

Un des principaux inconvénients de ces modèles probabilistes continus ou discrets dans le cas de la simulation de la multifissuration est lié au fait que les variables mécaniques macroscopiques de chargement sont considérées constantes sur la surface pendant toute la simulation. Cette hypothèse d'homogénéité du chargement devient très forte lorsque les fissures sont longues ou que le niveau d'endommagement (la densité de fissuration) est forte. Dans ce cas, il est alors difficile de négliger l'influence des fissures déjà amorcées sur le champ de contrainte avoisinant et par conséquent sur l'amorçage des nouvelles fissures dans ces zones voisines.

Les modèles stochastiques [Haddar *et al.*, 2005; Haddar et Fissolo, 2005; Kamaya et Taheri, 2008; Bares, 2010] utilisant des simulations numériques de type calculs de structure peuvent permettre de résoudre ce problème en donnant accès tout au long de la simulation à la répartition des contraintes en fonction de l'évolution de la fissuration. Ce type de simulations peut permettre la gestion automatique des interactions entre fissures : coalescence et écrantage, mais nécessite toutefois toujours l'utilisation de lois d'amorçage et de propagation de fissures présentant un aspect aléatoire.

Les simulations réalisées par Haddar et al. [2005; 2005] sont basées sur des calculs par éléments finis thermo-élastoplastiques pour lesquels le maillage est actualisé après chaque rupture d'élément. Le nombre de cycles à rupture est obtenu soit par propagation (loi de Paris modifiée) soit par amorçage en surface d'une nouvelle fissure (loi d'amorçage proposée à partir des résultats de Maillot [2003]). Un exemple de développement de réseau en profondeur obtenu par ce type de simulations est proposé sur la Figure 3.10. Les simulations permettent d'obtenir des données statistiques sur la profondeur maximale des fissures ou encore sur l'espace entre fissures. Toutefois, les calculs sont 2D et ne permettent pas d'obtenir des données sur la densité de fissures observables en surface ou sur la morphologie des réseaux en surface.

D'autres travaux [Kamaya et Taheri, 2008] proposent une modélisation 2D surfacique. Ce type de modélisation permet alors de simuler la formation des réseaux de fissures sur une surface soumise à un chargement biaxial (Figure 3.11(a)) à partir du calcul de redistribution de contraintes. La Figure 3.11(b) présente le champ de contrainte équivalente de von Mises obtenu à partir du réseau présenté en Figure 3.11(a).

La solution 3D complète proposée par Bares [2010] consiste à réaliser un maillage avec des éléments cohésifs qui peuvent rompre aléatoirement pendant la simulation. Le calcul des contraintes locales dans les éléments permet alors de trouver le prochain élément à rompre soit en surface (amorçage d'une nouvelle fissure) soit en profondeur (propagation d'une fissure déjà amorcée). Ce modèle utilisé dans le cas des essais mécaniques biaxiaux est détaillé en partie 2.2.

Néanmoins, pour ces deux types de modélisation, les résultats sont très largement liés au choix de la loi d'amorçage probabiliste qui retranscrit l'aspect stochastique lié à l'hétérogénéité de la microstructure. Il est souvent impossible de mailler des éléments aussi petits que des grains et donc de modéliser simplement l'hétérogénéité sur l'amorçage. Les lois présentent donc des paramètres ajustables dont l'influence sur la morphologie finale des réseaux est très importante. Ces simulations les plus "riches" en informations ont donc deux inconvénients principaux : le choix des lois contenant l'aspect stochastique

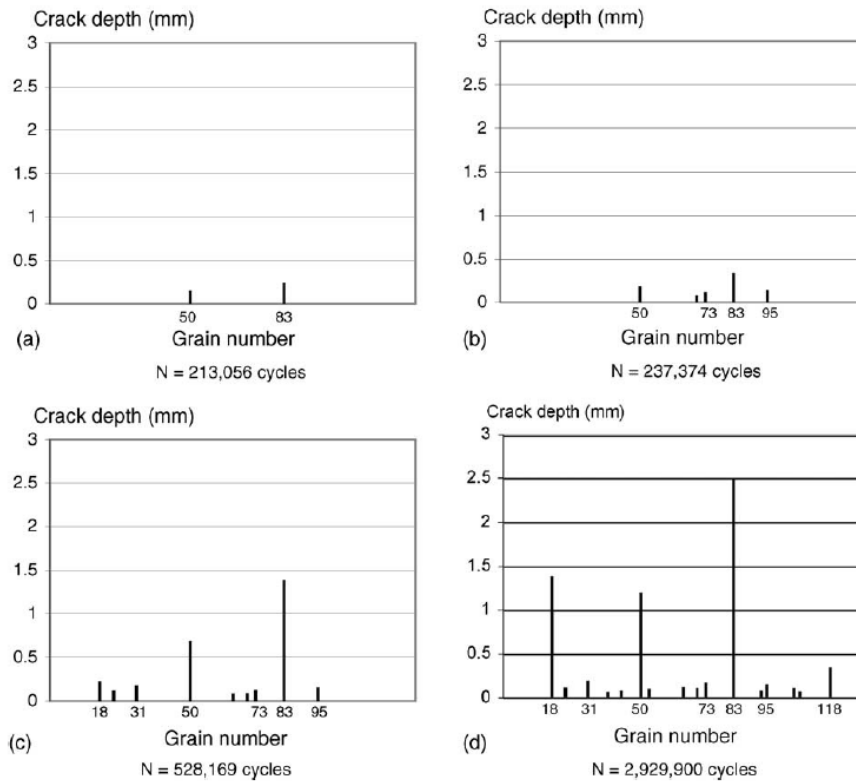


Figure 3.10 : Simulation de l'évolution d'un réseau de fissures en profondeur pour un chargement thermique avec $T_{\max} = 320^{\circ}\text{C}$, $\Delta T = 125^{\circ}\text{C}$ [Haddar *et al.*, 2005].

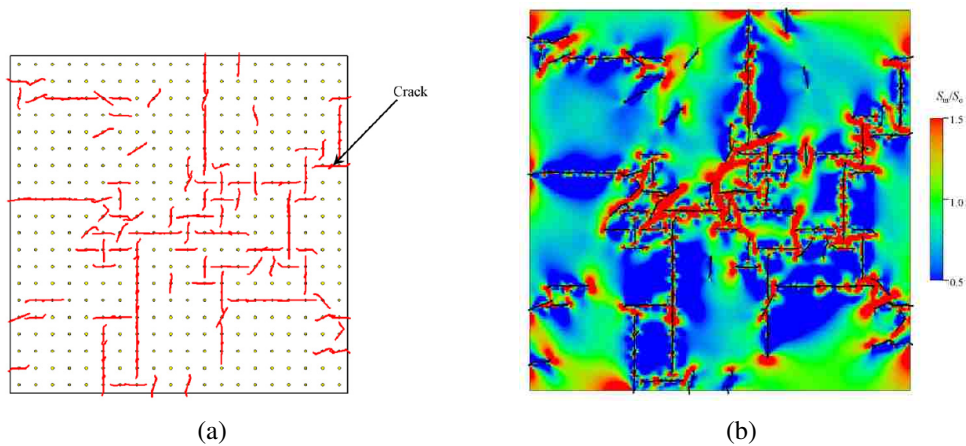


Figure 3.11 : (a) Exemple de morphologie de fissuration obtenue [Kamaya et Taheri, 2008]. (b) Champ de contrainte de von Mises (S_m) correspondant [Kamaya et Taheri, 2008]. Chaque face limite est soumise à une contrainte uniforme $S_0 = 270$ MPa.

(lois d'amorçage et de propagation) et le temps de calcul.

Ce genre de modélisation reste potentiellement la plus réaliste quand il s'agit de simuler des cas particuliers d'interactions entre fissures comme la coalescence ou l'écrantage. Néanmoins, le fait de devoir lancer un grand nombre de simulations rend ce dernier type de modèles quasiment inutilisable pour des analyses statistiques. L'étude de ces différents types de simulations semble mettre en évidence que la qualité des résultats est plus largement dépendante du choix de la loi d'amorçage que du type de modélisation (calcul de structure par éléments finis, calcul stochastique continu ou discret).

Pour vérifier cela en vue de la validation du choix d'un modèle continu pour la modélisation de l'endommagement, lors de la thèse, trois modèles ont été utilisés. Tout d'abord, un modèle discret proche de modèles existants [Hoshide et Socie, 1988; Argence, 1996; Osterstock, 2008] a été développé. Il permet de simuler l'amorçage et le développement de la multifissuration dans le cas uniaxial. Cette modélisation a notamment servi de base à l'élaboration de la loi d'amorçage analytique décrite dans la partie 4 du chapitre 2. La modélisation probabiliste de Malésys [2007] avec modification de la loi d'amorçage initiale a été mise en œuvre. Enfin, le code de Bares [2010] est également utilisé pour la simulation des essais uniaxiaux et biaxiaux.

Les trois modèles (continu et discrets) sont présentés dans la partie 2. Les hypothèses ainsi que les modes de résolution sont très différents pour les trois modélisations. Chacune présente des avantages et des inconvénients. Toutefois, les trois approches présentent des lois de base (amorçage, propagation ou interactions) très proches.

Les résultats numériques correspondant au cas des essais uniaxiaux sont présentés dans la partie 3. Un des résultats qui peut être obtenu simplement par l'utilisation des trois modèles est l'évolution de la densité moyenne de fissures amorçées. Cette grandeur sera donc notamment utilisée pour comparer les résultats obtenus. Les résultats des simulations sous chargement equibiaxial sont présentés dans la partie 4. Enfin, la dernière partie de ce chapitre revient sur le bilan des travaux de modélisation.

2 Détails du fonctionnement des modèles utilisés

Dans cette partie, les trois types de modèles utilisés sont décrits. Le modèle stochastique sans calcul de structure a été complètement développé pendant la thèse. Le modèle probabiliste utilisé a été initialement introduit par Malésys [2007]. L'étude de ce modèle a permis de montrer qu'il était impossible d'obtenir des résultats quantitatifs du fait du choix de la loi d'amorçage. Ainsi, plusieurs modifications ont été opérées sur la version probabiliste initiale. Enfin des simulations par calcul aux éléments finis ont été lancées. Ces simulations utilisent directement le modèle développé par Bares [2010] lors de son stage de Master 2 au CEA/DEN/DANS/DMN/SRMA/LC2M.

2.1 Modèle stochastique de type Monte-Carlo

Le principe général du modèle et l'algorithme sont tout d'abord décrits. Les choix des lois sont détaillés et justifiés dans les parties suivantes. Les calculs sont réalisés sous Matlab.

2.1.1 Principe général et algorithme de calcul

La surface modélisée est représentée par un ensemble de grains carrés ayant une dimension caractéristique (diamètre moyen) $= D_g$. Dans le cas d'une sollicitation de type fatigue uniaxiale, les microfissures amorcent perpendiculairement à la direction de sollicitation. Lorsqu'une fissure amorce dans un grain, sa taille est considérée comme étant égale à celle d'un grain soit D_g . Chaque grain de la microstructure est indépendant des autres.

Cet ensemble de grains est soumis à une déformation plastique macroscopique $\Delta \epsilon_p$. A chaque grain est attribué une déformation plastique tirée aléatoirement dans une loi lognormale décrite dans la partie 4 du deuxième chapitre. Pour chaque grain, une hauteur h_g est également attribuée par tirage aléatoire dans une loi lognormale. Le nombre de cycles à l'amorçage N_a est alors calculé.

Les microfissures amorcées peuvent se propager en coalescant avec des fissures amorcées dans des grains voisins. Lorsque la taille d'une fissure devient supérieure à 4 grains alors elle peut se propager de manière autonome (elle n'est plus microstructurellement courte). Ces fissures peuvent également interagir les unes avec les autres soit par coalescence soit par écrantage. Les zones écrantées empêchent tout nouvel amorçage de fissure et arrêtent la propagation des fissures qui les traversent. Il est ainsi possible de suivre l'évolution de la multifissuration. Lorsque la fissure macroscopique traverse toute la surface modélisée alors la simulation est stoppée et toute la zone est considérée comme écrantée. L'algorithme complet est schématisé sur la Figure 3.12.

Une des principales caractéristiques de la modélisation est son aspect modulaire. Les modules de propagation, coalescence et obscurcissement peuvent être activés ou désactivés indépendamment les uns des autres. Un des intérêts de ce modèle est donc de pouvoir

quantifier l'impact des différents mécanismes sur les grandeurs statistiques représentatives des réseaux de fissures.

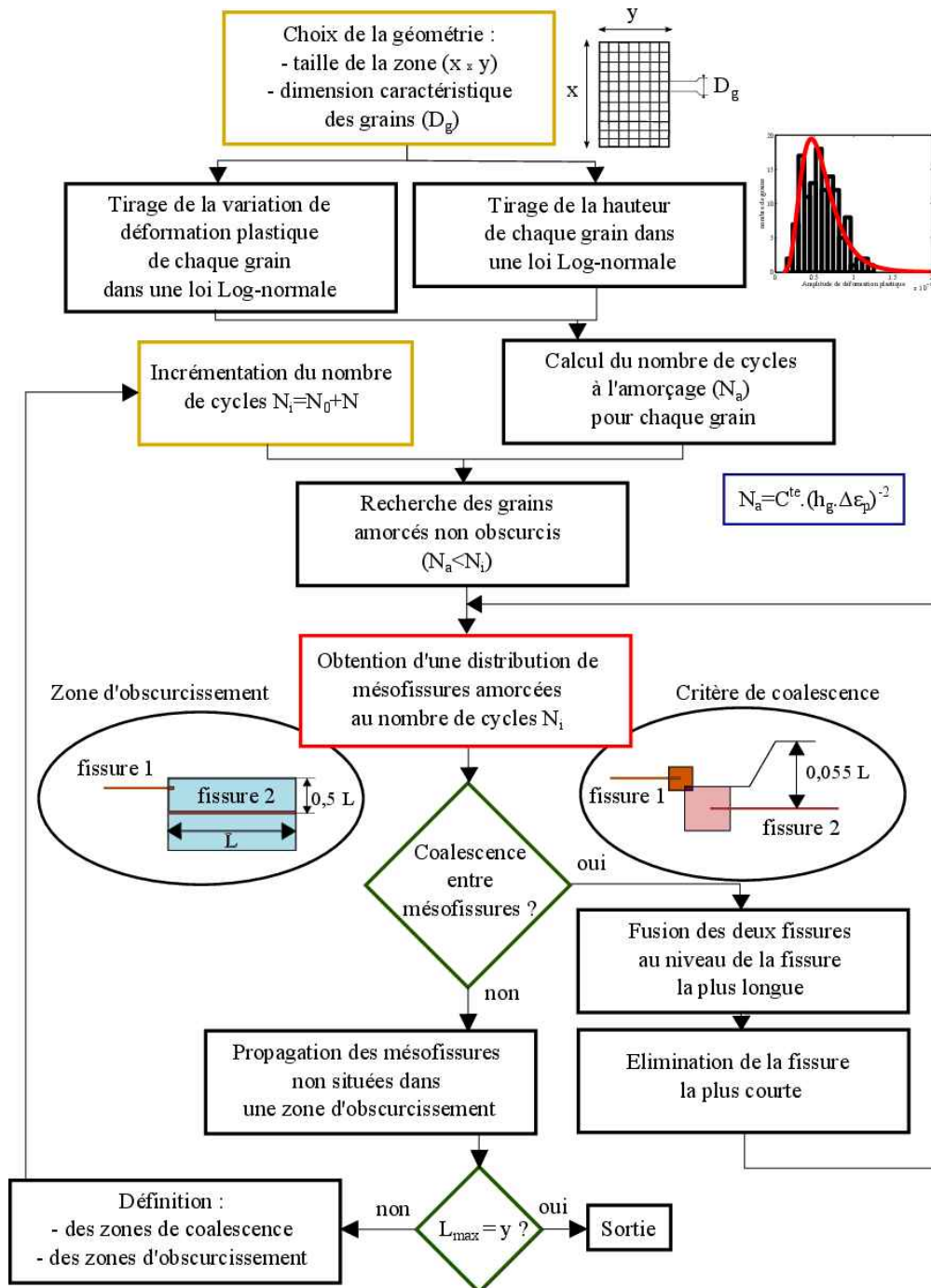


Figure 3.12 : Algorithme de calcul du modèle stochastique de développement de réseau de fissures en fatigue uniaxiale.

2.1.2 Loi d'amorçage

Lorsque l'on s'intéresse à la simulation de la formation de réseaux de fissures en fatigue, la loi d'amorçage est la plus importante car elle est à la base de la modélisation. L'objectif est ici de prévoir un amorçage quantitatif de mésosfissures qui vont ensuite pouvoir se propager et interagir entre elles.

La première étape est le choix de la loi d'amorçage dans un grain. Comme cela a été présenté dans le chapitre précédent, le critère d'amorçage retenu est tiré de [Déprés, 2004] et peut être présenté sous une forme simplifiée

$$\sqrt{N_a} = \frac{K}{h_g \Delta \epsilon_p} \quad (3.1)$$

avec N_a le nombre de cycle à l'amorçage, h_g la hauteur du grain, $\Delta \epsilon_p$ la variation de déformation plastique subie par le grain et K une constante qui vaut ici 0,023 mm (cf. équation (2.19)). L'identification de K est directement liée à celle de k qui est détaillée dans la partie 4 du chapitre 2. Pour chaque grain modélisé, on obtient un nombre de cycle à l'amorçage différent. Les paramètres de la loi d'amorçage présentés dans le chapitre 2 sont rappelés

- $D_g = 40 \mu\text{m}$
- $E(h_g)/\sigma_{h_g} = 4$
- $\Delta \epsilon_p = 0,41\%$
- $E(\Delta \epsilon_p)/\sigma_{\Delta \epsilon_p} = 3$
- $k = 1,3$

Si cette loi permet de prévoir l'amorçage d'une fissure dans un grain, elle ne peut pas prévoir le nombre de cycles à l'apparition d'une fissure plus longue (3 tailles de grain par exemple). Pour cela, il est nécessaire de prendre en compte la propagation des fissures courtes et le passage des joints de grains qui représentent des barrières pour la propagation.

Pour notre étude un critère très simple a été utilisé. Les microfissures amorcées peuvent se propager en coalescant avec des fissures amorcées dans des grains voisins. Lorsque la fissure devient supérieure à 4 grains, alors elle peut se propager toute seule. Ce critère est utilisé dans la partie 4 du chapitre 2 pour obtenir l'écriture probabiliste analytique de la densité de fissures amorcées de 4 grains. Ainsi les règles pour gérer la microcoalescence sont les mêmes dans les deux modélisations (stochastique et probabiliste). Le seuil est fixé arbitrairement à 4 grains, ce qui représente 160 μm (en lien avec les résolutions spatiales accessibles par les techniques expérimentales développées au chapitre 1 et mises en œuvre dans le chapitre 2). Expérimentalement il a été observé que pour cette longueur de fissure et pour des chargements intermédiaires, la plupart des fissures se propageaient.

Remarque : cas des chargements proches de la limite d'endurance

Comme dans le modèle retenu la déformation plastique est tirée aléatoirement dans une loi lognormale, cela implique que tous les grains plastifient quel que soit le chargement imposé. Lorsque la déformation plastique tirée pour un grain est inférieure à la limite d'endurance du matériau alors l'amorçage dans le grain est annulé (le nombre de cycles à l'amorçage est numériquement imposé à 10^{10}). Ce choix permet de rendre compte de la diminution de la densité de fissures amorçable lorsque l'on est proche de l'endurance. Cette approche a déjà été utilisée par Bataille et Magnin [1994] qui imposent qu'une certaine proportion de grains ne plastifie pas à l'endurance.

Toutefois, lorsque le chargement macroscopique imposé est égal à la limite d'endurance, de nombreux grains vont encore présenter une déformation plastique locale supérieure à la limite d'endurance. Ces grains ne vont pas forcément pouvoir créer une fissure macroscopique entraînant la rupture de l'éprouvette puisque les microfissures sont bloquées aux joints de grains. Ce choix implique cependant la possibilité d'amorcer des fissures qui vont se propager à un niveau de chargement inférieur à la limite d'endurance. L'objectif du code n'était pas de s'intéresser à l'amorçage pour des niveaux de chargement très faibles. Néanmoins, afin d'utiliser le modèle pour ce type de chargement, il faudrait identifier ce seuil de manière plus précise. Plusieurs solutions peuvent être envisagées : identification d'une limite d'endurance moyenne à l'amorçage et non à rupture ou en garantissant que pour la limite d'endurance, 50% des simulations ne vont pas entraîner la rupture de l'éprouvette.

2.1.3 Loi de propagation

Une loi de propagation de fissures longues de type Paris ne permet pas de simuler correctement la propagation des fissures de $160\ \mu\text{m}$ jusqu'à plusieurs millimètres. L'objectif de la thèse n'est pas de s'intéresser particulièrement à la propagation des fissures. Une loi de type Paris modifiée a été utilisée de façon à rendre compte de manière qualitative des résultats expérimentaux obtenus sur la propagation des fissures macroscopiques. La loi de Paris suivante

$$\frac{da}{dn} = C\Delta K_I^p \quad (3.2)$$

est utilisée avec

$$\Delta K_I = \kappa\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3.3)$$

où κ est un facteur correctif lié à la forme de la fissure. La valeur tabulée [Murakami *et al.*, 1987] vaut 0,659. Dans notre cas, ce paramètre est modifié afin de pouvoir simuler la propagation des fissures courtes en plus des fissures longues

$$\kappa = \alpha\Delta\sigma + \beta \quad (3.4)$$

Les paramètres C , p , α et β sont donc identifiés à partir des résultats expérimentaux décrits dans la partie 2.2.6 du chapitre 2. Le Tableau 3.1 donne les différents paramètres utilisés pour la propagation et on retrouve sur la Figure 3.13 le résultat de l'identification de cette loi de propagation.

C	p	α	β
($m^{1-p}MPa^{-p}cycles^{-1}$)		(MPa^{-1})	
10^{-11}	2,7	0,0083	-2,45

Tableau 3.1 : Paramètres de la loi de propagation.

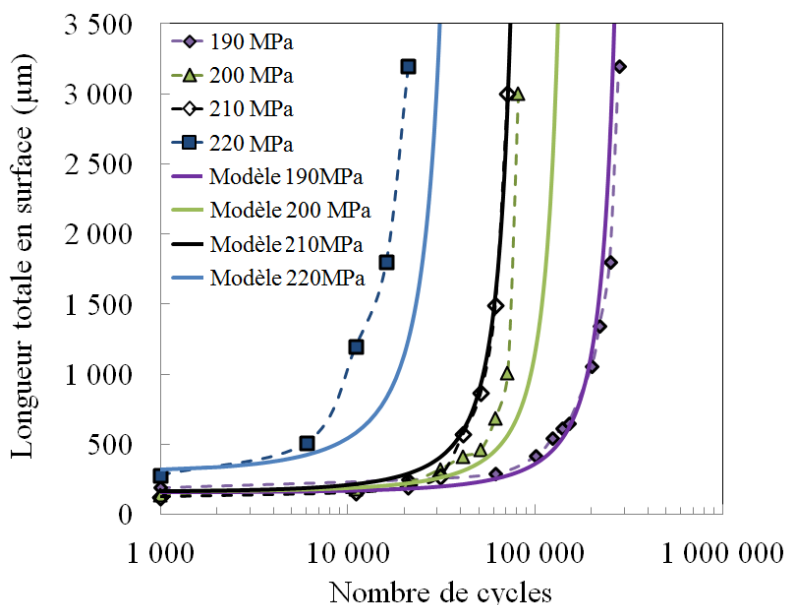


Figure 3.13 : Comparaison entre courbes de propagation expérimentales et numériques

Afin de simplifier la modélisation, la propagation des mésosfissures est considérée déterministe. Ceci constitue une hypothèse assez forte puisque pour des fissures courtes, les vitesses de propagation peuvent être assez dispersées. L'étude statistique expérimentale des vitesses de propagation pourrait être réalisée à partir des résultats expérimentaux obtenus. Il serait ainsi possible de compléter la modélisation en ajoutant un aspect probabiliste sur la propagation. Comme toutes les fissures se propagent à la même vitesse que la fissure macroscopique (la plus rapide), alors les fissures ont tendance à être plus longues que les fissures observées expérimentalement.

2.1.4 Gestion des interactions entre fissures

Les interactions entre fissures sont de deux types : coalescence et écrantage. Dans le code, les fissures dont la taille est supérieure à 4 grains présentent deux zones d'amplification de contraintes en pointe et une zone de relaxation de contrainte tout autour de la fissure. Le schéma 3.14(a) présente une fissure ainsi que les caractéristiques des zones d'amplification et de relaxation de contraintes. Sur la figure 3.14(b) la zone de relaxation choisie est superposée au champ de déplacement dans la direction orthogonale aux lèvres

de la fissure obtenue dans le cas d'un calcul élastique et comparée à la zone initialement proposée par Malésys [2007].

La plupart des modèles stochastiques considèrent la coalescence. Il est quasiment impossible de prendre en compte de manière fine et réaliste le phénomène de coalescence entre fissures. Cette phase est complexe puisque les fissures ont tendance à d'abord s'éviter en bifurquant puis finissent par coalescer comme cela peut être observé expérimentalement (Figure 2.25). Ainsi dans la majorité des cas, un critère sur la distance entre les pointes de fissures est appliqué. Lorsque les fissures sont proches alors elles sont "fusionnées".

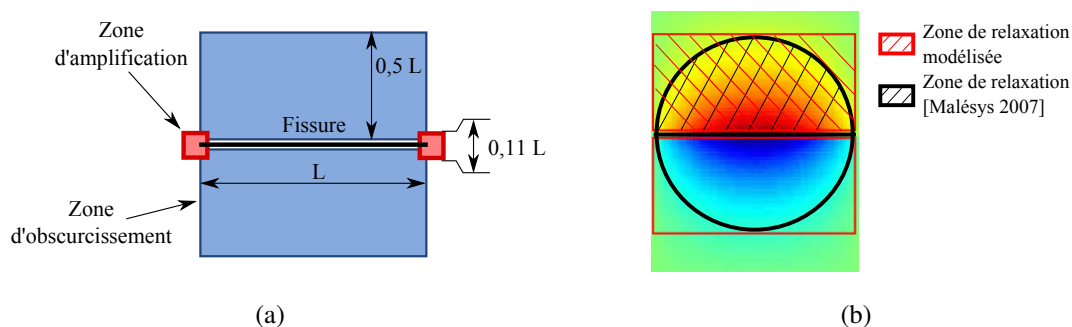


Figure 3.14 : (a) Schéma de fissure modélisée. (b) Schématisation des zones de relaxation de contraintes entourant les fissures.

L'approche retenue pour la modélisation et pour le critère de coalescence est tirée de [Fedelich, 1998]. Dans son modèle, Fedelich définit des zones d'amplifications qui dépendent directement de la taille de la fissure et évoluent donc avec la propagation des fissures (Figure 3.15). Lorsque les zones d'amplification de deux fissures se chevauchent, alors il y a fusion des deux fissures en une seule fissure. La zone d'amplification est égale à la zone plastique qui peut être calculée par le modèle de Dugdale. Cette approche revient à faire coalescer 2 fissures lorsque la distance qui sépare les pointes est égale à $0,1 \times L$. Ceci revient au critère proposé par Ochi et al. [1985] et qui a pu être confirmé expérimentalement par nos essais.

Concernant la prise en compte de l'écrantage, une zone d'obscurcissement entourant la fissure est utilisée. Cette zone est choisie de manière à être proche de la zone de relaxation de contrainte entourant la fissure. Cette zone a déjà été présentée dans le cas de simulations élastiques dans le premier chapitre. Dans le cas de la plasticité, la zone présente un aspect plus rectangulaire qui est observable sur les résultats de CIN. La fissure est donc entourée d'une zone dans laquelle aucune fissure ne peut s'amorcer, mais cette zone permet également d'arrêter la propagation des fissures qui la traversent sauf s'il s'agit de la fissure macroscopique.

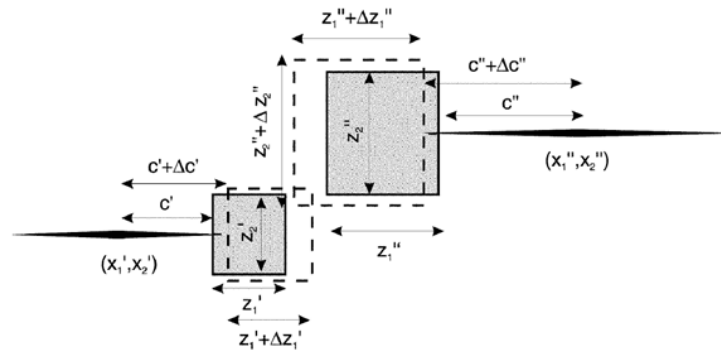


Figure 3.15 : Critère de coalescence retenu par Fedelich [1998].

2.2 Simulation par calcul avec éléments finis cohésifs [Bares, 2010]

Dans le cadre de son stage de Master, Bares a développé un code de multifissuration en fatigue thermique. La stratégie de type Monte-Carlo est utilisée à travers un calcul de structure par éléments finis volumiques avec comportement élastique. Les calculs sont réalisés à l'aide du code de calcul CAST3M (version 2010 [Le Fichoux, 2011]). L'éprouvette est maillée par des éléments prismatiques. Des éléments joints cohésifs sont inclus dans le maillage (Figure 3.16). Le nombre de cycles à rupture de chaque élément cohésif est tiré aléatoirement à chaque simulation.

Le maillage est divisé en 4 zones distinctes. La zone d'amorçage se situe uniquement en surface. Les éléments rompus forment la zone fissurée en profondeur et en surface. La troisième zone représente les éléments de propagation de l'aire fissurée. Enfin, la dernière est une zone passive dans laquelle aucune fissure ne peut amorcer ou se propager.

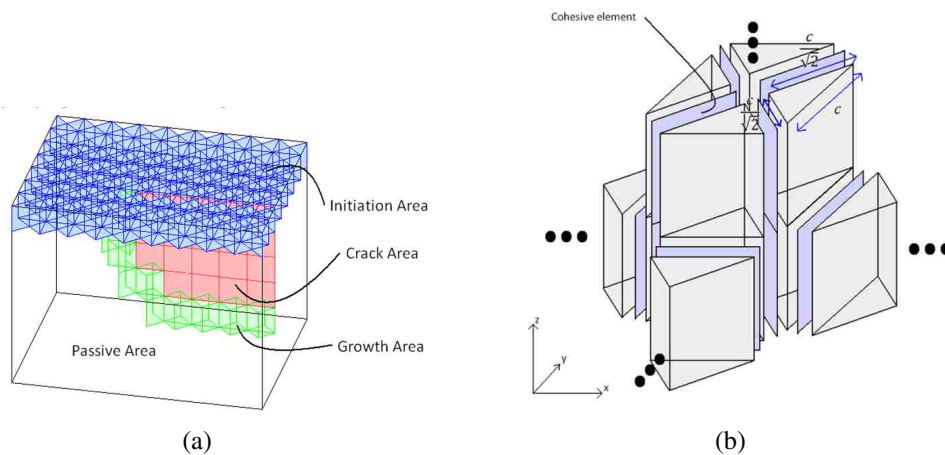


Figure 3.16 : (a) Les différentes zones du maillage (b) Positionnement des éléments cohésifs dans le maillage. D'après [Bares, 2010].

A chaque rupture d'un élément cohésif, le calcul mécanique permet d'obtenir la re-

distribution de contraintes dans le volume. Ce calcul permet de déterminer le prochain élément qui va rompre soit dans la zone d’amorçage soit dans la zone de propagation. L’algorithme complet est décrit dans la Figure 3.17.

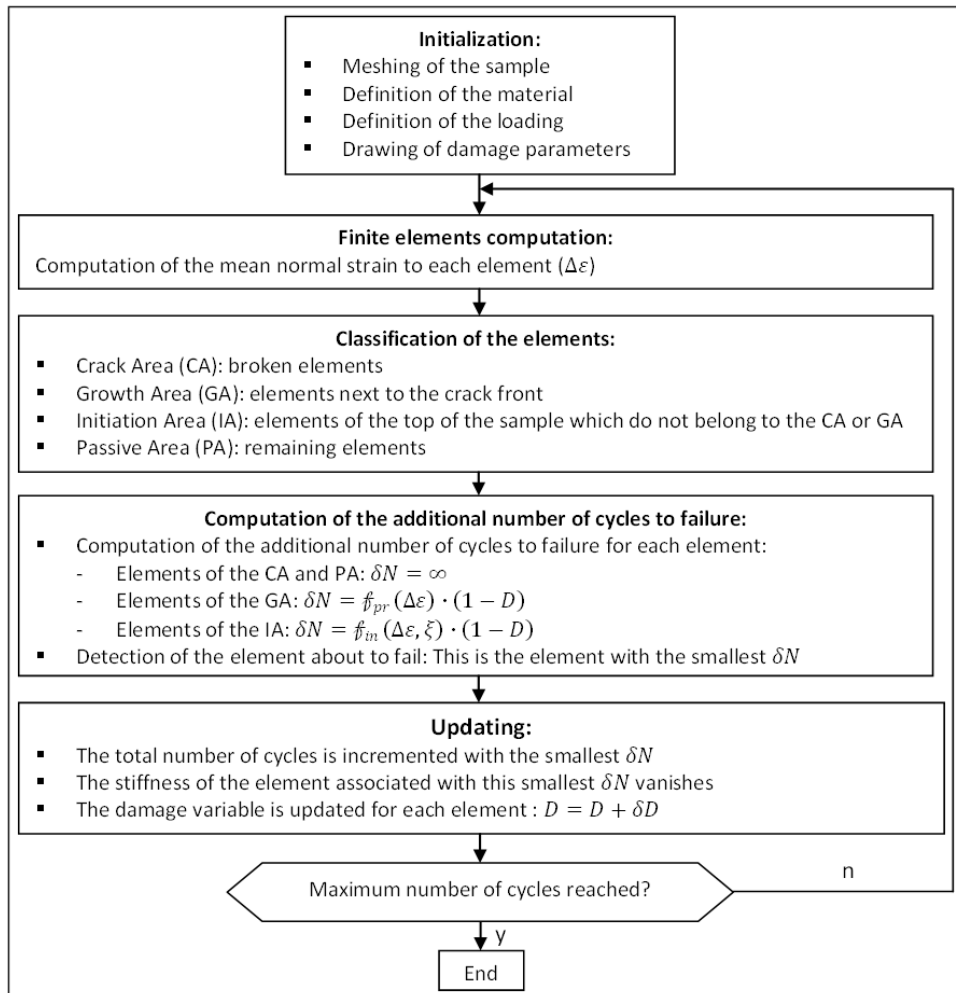


Figure 3.17 : Algorithme du code de multifissuration [Bares, 2010].

Ce modèle est basé sur des tirages aléatoires comme celui présenté précédemment. Il est donc nécessaire de réaliser plusieurs simulations afin d’obtenir des données statistiquement représentative. Par contre, contrairement au modèle précédent, ce code permet de simuler la formation de réseaux de fissures en prenant en compte de manière intrinsèque la gestion de la coalescence et de l’écrantage entre fissures. De plus, ce code est utilisable pour les 3 types de chargements : mécanique uniaxial, mécanique biaxial et thermique. Dans le cas de la simulation des chocs thermiques, l’arrêt des fissures en profondeur est automatiquement géré.

Afin de calculer quand et où rompra le prochain élément cohésif, deux lois doivent

être ajoutées dans le code : la loi d'amorçage qui gère l'amorçage aléatoire des fissures en surface et la loi de propagation. Ces différentes lois sont rapidement décrites dans les paragraphes suivants ; pour plus de détails se référer à [Bares, 2010]. Elles ont été identifiées à partir des résultats expérimentaux présentés dans la chapitre 2, ce qui permet de garantir une cohérence entre les différentes simulations, quelles que soient les modélisations retenues.

Un des points essentiels du code est la détermination du prochain élément cohésif rompu. Pour cela, pour chaque élément i , le nombre de cycles additionnel avant rupture δN_i est calculé. Ce nombre de cycles dépend de l'endommagement D_i qu'il a déjà subi aux nombres de cycles précédents. Lorsque l'élément cohésif se situe dans une zone d'amorçage alors seule la loi d'amorçage est prise en compte dans ce calcul du nombre de cycles avant rupture selon la loi

$$\delta N_i^a = f_a(\Delta \varepsilon_i, \xi)(1 - D_i) \quad (3.5)$$

La fonction d'amorçage $f_a(\Delta \varepsilon_i, \xi)$ permet de relier le nombre de cycles à l'amorçage de l'élément non endommagé au chargement $\Delta \varepsilon_i$ et à un paramètre aléatoire ξ selon

$$f_a(\Delta \varepsilon_i, \xi) = k_0(\Delta \varepsilon - \Delta \varepsilon_0)^{-\gamma_0} \xi + N_{gr} \quad (3.6)$$

où k_0 , $\Delta \varepsilon_0$ et γ_0 sont ajustés sur la courbe de fatigue macroscopique du matériau. ξ est un paramètre aléatoire ($\xi > 1$) qui suit une loi de Weibull à 3 paramètres dont la fonction de répartition classique $F(\xi, \alpha, \beta, 1)$ vaut

$$F(\xi, \alpha, \beta, 1) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\xi - 1}{\beta}\right)^\alpha\right) \quad (3.7)$$

α et β étant les paramètres de cette loi. Etant donné que les paramètres de la loi d'amorçage sont ajustés sur les résultats expérimentaux obtenus lors de la thèse, elle permet de simuler l'amorçage de fissures de 200 μm de longueur. Lorsque la taille de l'élément cohésif est supérieure à cette dimension alors N_{gr} permet de décaler l'amorçage des fissures du nombre de cycles correspondant à la propagation des fissures de 200 μm jusqu'à la dimension de l'élément.

Lorsque l'élément considéré se situe cette fois-ci dans une zone de propagation, le calcul de δN_i est obtenu selon la loi de propagation $f_p(\Delta \varepsilon_i)$

$$\delta N_i^p = f_p(\Delta \varepsilon_i)(1 - D_i) \quad (3.8)$$

avec

$$f_p(\Delta \varepsilon_i) = k_{pr} \Delta \varepsilon_i^{\gamma_{pr}} \quad (3.9)$$

Les paramètres de propagation k_{pr} et γ_{pr} sont obtenus par ajustement à l'aide des courbes de propagation expérimentales et présentées en Figure 2.27. La réactualisation du paramètre d'endommagement est obtenue par une loi de cumul linéaire de dommage

$$\delta D_i = \frac{\min(\delta N_i)}{N_i^r} \quad (3.10)$$

où N_i^r représente le nombre de cycles à rupture sous le chargement $\Delta\varepsilon_i$ lorsque l'élément n'est pas endommagé. Enfin, à chaque pas de calcul, l'endommagement D_i est réactualisé suivant $D_i = D_i + \delta D_i$. Les différents paramètres du modèle ont été choisis de manière que les lois d'amorçage de fissures et de propagation soient les plus proches possibles des lois obtenues par le modèle stochastique présenté précédemment (partie 2.1). Les différents paramètres utilisés sont rappelés dans le Tableau 3.2.

k_0	$\Delta\varepsilon_0$	γ_0	α	β	k_{pr}	γ_{pr}
101	0	3,8	3,4	4,9	$7,2 \times 10^{-5}$	3,8

Tableau 3.2 : Paramètres des lois du modèle [Bares, 2010].

2.3 Modèle probabiliste continu [Malésys, 2007]

Cette partie présente plus en détail le modèle probabiliste continu développé pendant la thèse. Le calcul numérique permettant d'obtenir les différentes grandeurs est réalisé à l'aide du code de calcul Sidolo [SiDoLo, 1995].

2.3.1 Principe

Le modèle proposé initialement par Malésys [2007] se base sur 3 points principaux :
 – une loi probabiliste d'amorçage : l'apparition des fissures en surface est modélisée par une loi poissonnienne déjà utilisée dans la littérature pour modéliser l'amorçage des fissures [Jeulin, 1991; Gulino et Phoenix, 1991; Denoual *et al.*, 1997] selon la relation

$$P(N_\mu = \nu, \Omega) = \frac{(\lambda Z)^\nu}{\nu!} \exp(-\lambda Z) \quad (3.11)$$

où $P(N_\mu = \nu, \Omega)$ représente la probabilité de trouver ν fissures dans le domaine Ω . Z représente la surface considérée du domaine Ω , λ la densité moyenne de fissures par unité de surface. Cette modélisation probabiliste de l'amorçage spatial a été confirmée expérimentalement [Weiss, 1992] pour des essais de fatigue oligocyclique sur de l'acier inoxydable 316L pour lesquels un grand nombre de fissures étaient amorcées.

La densité de fissures moyenne est modélisée par une loi puissance

$$\lambda(\Delta\sigma, N) = \lambda_0 \left(\frac{\langle \Delta\sigma - \Delta\sigma_u(N) \rangle}{\sigma_0} \right)^m \quad (3.12)$$

avec

$$\Delta\sigma_u(N) = \Delta S_d(N)^{-1/\eta} \quad (3.13)$$

Cette loi ainsi que son principe d'identification ont déjà été présentés dans la partie 4 du chapitre 2.

- la propagation des fissures en profondeur (c) et en surface (a) selon une loi de Paris [Paris et Erdogan, 1963] adaptée au cas du chargement de fatigue thermique. Pour cela une approximation est utilisée [Wang et Lambert, 1995] pour décrire l'évolution du facteur d'intensité des contraintes dans un champ de contrainte hétérogène tel que celui rencontré en fatigue thermique

$$\frac{da}{dN} = C[\Delta K_{IA}(a, c)]^p \quad (3.14)$$

$$\frac{dc}{dN} = C[\Delta K_{IC}(a, c)]^p \quad (3.15)$$

- le phénomène d'obscurcissement entre fissures [Denoual *et al.*, 1997; Seyedi, 2005]. Chaque fissure est entourée d'une zone de relaxation de contraintes appelée zone d'obscurcissement (dont la taille est proportionnelle à la surface fissurée). Lorsque toute la surface d'une éprouvette ou d'une structure est obscurcie alors plus aucune fissure ne peut amorcer dans la zone, et il y a alors saturation du réseau formé.

Le modèle propose une écriture continue de la probabilité d'obscurcissement P_{obs} d'une fissure par une autre selon

$$P_{obs}(N) = 1 - \exp \left[\int_{N_{min}}^N \frac{d\lambda_t}{dN_I}(N_I) Z_{obs}(N - N_I) dN_I \right] \quad (3.16)$$

dépendant du nombre de cycles à l'amorçage N_{min} et de la taille de la zone d'obscurcissement Z_{obs} . La taille de cette zone dépend de la taille de la fissure (longueur a et profondeur c). Les fissures courtes proches de fissures voisines plus longues vont de la même manière être arrêtées lorsqu'elles vont entrer dans la zone d'obscurcissement de ces dernières.

La densité moyenne de fissures amorçables vue précédemment λ_t peut alors se décomposer en plusieurs types de densités de fissures : les fissures amorcées λ_m

$$\frac{d\lambda_m}{dN}(N) = \frac{d\lambda_t}{dN}(1 - P_{obs}) \quad (3.17)$$

et celles non amorcées car obscurcies $\lambda_t - \lambda_m$.

Les fissures effectivement amorcées peuvent également être séparées en 2 catégories : les fissures qui se propagent encore, λ_{mP}

$$\lambda_{mP} = \lambda_m(1 - P_{obs}) \quad (3.18)$$

et celles qui ont été stoppées, λ_{mS}

$$\lambda_{mS} = \lambda_m P_{obs} \quad (3.19)$$

Il est à noter que lorsque l'on arrive à saturation du réseau par un phénomène d'obscurcissement, toutes les fissures sont stoppées (excepté la toute première amorcée et qui est de fait la plus grande).

Cette modélisation a de nombreux avantages : peu de paramètres dépendant du matériau dont la détermination est assez simple, formulation analytique du modèle ce qui

induit un temps de calcul très faible, la possibilité de décrire un réseau sur une surface importante et de gérer de très nombreuses fissures [Malésys *et al.*, 2009].

De plus les résultats obtenus sont nombreux et permettent de décrire précisément le réseau formé : histogramme des dimensions des fissures amorcées, nombre de cycles à amorçage des premières fissures ou à saturation du réseau, densités de fissures formant le réseau. Les premières simulations étaient basées sur les chargements estimés pour les essais SPLASH. Les premières comparaisons réalisées dans le cadre de la thèse de Malésys [2007] ont montré que les histogrammes de profondeurs de fissures étaient assez comparables aux résultats expérimentaux. Enfin ce type de modélisation a déjà été utilisé avec succès dans le cas de la modélisation de la fragmentation dynamique des matériaux fragiles [Denoual, 1998].

Une comparaison plus précise a été faite entre les résultats expérimentaux de Maillot [2003] et les simulations réalisées dans le cadre d'un stage de Master 2 [Rupil, 2008]. Il est apparu que plusieurs points ne donnaient pas entière satisfaction sur le plan qualitatif et d'autres sur le plan quantitatif. Le premier point concerne l'orientation des fissures amorcées. En effet, les simulations ne sont pas capables de rendre compte de directions privilégiées des fissures composant les réseaux expérimentaux de fatigue thermique.

Le deuxième problème identifié concerne la loi probabiliste gérant le nombre de sites d'amorçage de fissures. En effet, les fissures amorcent trop tard et en trop petite quantité par rapport aux constats expérimentaux comme nous avons également pu le constater lors de la comparaison de cette forme de loi d'amorçage à nos résultats d'essais de multifissuration sous chargement de fatigue uniaxiale (cf. Figure 2.52). Même si la quantification précise de l'amorçage des fissures lors des essais de fatigue thermique est assez délicate, les résultats de simulations sont éloignés de plusieurs ordres de grandeurs des valeurs expérimentales. Une première tentative de modification de la loi d'amorçage n'a pas permis d'améliorer l'écart constaté [Rupil, 2008].

2.3.2 Modification de la loi d'amorçage

Comme cela a déjà été expliqué dans la partie 4 du deuxième chapitre, la loi proposée initialement ne peut pas être utilisée ce qui justifie l'utilisation d'une nouvelle loi analytique permettant de décrire correctement les résultats expérimentaux. Cette loi est largement présentée dans la partie 4 du deuxième chapitre. Pour rappel, l'équation (2.38) permet d'obtenir la densité de fissures amorcées en fonction de la probabilité d'amorçage d'une microfissure dans un grain décrite par l'équation (2.25). La comparaison des résultats de simulation obtenus avec les observations expérimentales est présentée sur la Figure 2.59.

Cette nouvelle loi est donc utilisée en lieu et place de la loi puissance proposée initialement. La contrainte macroscopique normale à la direction d'amorçage était utilisée dans la loi d'amorçage initiale. La nouvelle loi d'amorçage utilise la déformation plastique macroscopique, plus précisément la variation de déformation plastique équivalente de von Mises. Cette quantité scalaire est isotrope et par conséquent, aucune direction privilégiée ne peut être dégagée à ce stade avec la nouvelle loi d'amorçage. Enfin, cette loi

d'amorçage analytique donne des résultats strictement similaires au modèle stochastique développé en parallèle et décrit dans la partie 2.1. Ainsi, les paramètres de la loi sont les mêmes que ceux décrits précédemment et cela permet également une parfaite comparaison entre ces deux types de modélisation.

2.3.3 Cas des chargements non purement équibiaxiaux

Dans le cas "simple" de la fatigue mécanique uniaxiale, toutes les fissures se propagent dans la même direction (la direction normale à la direction de chargement). Dans le cas de la fatigue équibiaxiale les fissures semblent se propager dans toutes les directions.

Les calculs par éléments finis réalisés par Amiabile [2005] ont montré que le type de chargement au centre de la tache de refroidissement créé par SPLASH était quasiment equibiaxial. Dans le cas d'un chargement equibiaxial parfait, aucune direction de chargement n'est privilégiée et donc l'amorçage des fissures est "théoriquement" équi-réparti dans chaque direction de l'espace. C'est d'ailleurs le résultat que l'on retrouve à travers l'utilisation du modèle actuel : aucune direction n'est privilégiée dans la répartition de la densité de fissures.

Pourtant, Maillot [2003] montre à travers une étude de la répartition angulaire des directions de propagation que deux directions orthogonales sont privilégiées. Par exemple si on reprend le réseau illustré sur la Figure 2 et que l'on regarde la rosace d'orientation obtenue (Figure 3.18), on constate que les directions à 0° et à 90° sont largement privilégiées. Ce constat est en accord avec de nombreuses observations industrielles. Il semble donc que les réseaux tendent à s'organiser en quadrillages plus ou moins réguliers. Ces constatations sont liées au fait que le chargement surfacique n'est, en fait, pas parfaitement equibiaxial et qu'une direction est privilégiée. D'autres explications sont envisageables comme le fait que localement le chargement évolue en même temps que le réseau qui se développe du fait des zones de relaxation et d'amplification de contraintes induites par les fissures.

Toutefois comme cela est illustré sur la Figure 3.19, Feng et al. [1990] ont déjà proposé de classer les réseaux en 3 catégories : les réseaux uniaxiaux composés de fissures parallèles, les réseaux multidirectionnels liés à des chargements purement équibiaxiaux et des réseaux à 2 directions pour des chargements biaxiaux avec 1 direction privilégiée.

Dans le cas des interactions entre fissures de directions différentes, il a été montré que les nouvelles fissures qui s'amorcent près des fissures existantes ont plus de chances de se propager si elles choisissent la direction normale à celle de la fissure existante. Cela vient de la taille de la zone d'obscurcissement (ou zone de relaxation de contraintes) induite par la première fissure. En effet, dans le cas de l'amorçage d'une fissure de direction normale, cette zone est de taille très faible. A l'inverse, cette zone est maximale dans l'hypothèse où la fissure voudrait s'amorcer parallèlement à la première (Figure 3.20 issue de la thèse de Malésys [2007]). Dans ce cas, elle ne pourrait se propager puisqu'elle serait écartée par la première (se trouvant à l'intérieur de la zone d'obscurcissement de la fissure antérieurement amorcée).

On peut donc conclure qu'un chargement non équibiaxial serait à l'origine d'un amor-

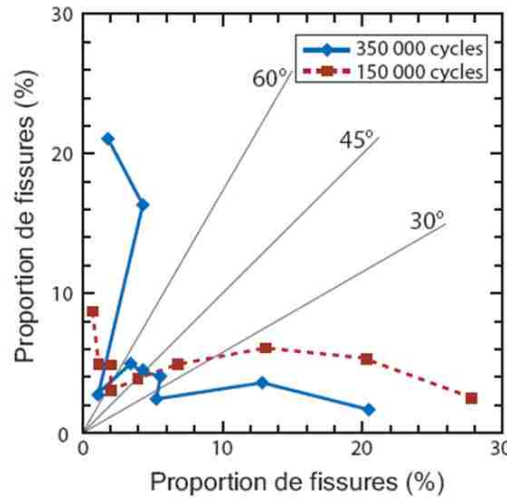


Figure 3.18 : Rosace d'orientation des fissures du réseau formé par SPLASH pour l'éprouvette 28g [Maillot, 2003].

States of cracks					
States of stresses	 $2\sigma_x \leq \sigma_\theta$	 $1.4\sigma_x \approx \sigma_\theta$	 $\sigma_x \approx \sigma_\theta$	 $\sigma_x \approx 1.4\sigma_\theta$	 $\sigma_x \geq 1.5\sigma_\theta$
States of plastic strains	 $\epsilon_{xp} \ll \epsilon_{\theta p}$	 $2.2\epsilon_{xp} \approx \epsilon_{\theta p}$	 $\epsilon_{xp} \approx \epsilon_{\theta p}$	 $\epsilon_{xp} \approx 2.3\epsilon_{\theta p}$	 $\epsilon_{xp} \geq 4\epsilon_{\theta p}$
States of strains	 $\epsilon_x \approx \epsilon_\theta$		 $\epsilon_x > \epsilon_\theta$		 $\epsilon_x \gg \epsilon_\theta$
$F_1(\text{max})$	0	6000	12000	16000	24000(N)

Fig. 9. A sketch map of the relationship between the states of stresses, strains and plastic strains and the patterns of thermal fatigue cracks.

Figure 3.19 : Les différents types de réseaux en fonction du taux de biaxialité [Feng *et al.*, 1990].

çage dans une direction privilégiée (0°) et que les zones d'obscurcissement des fissures expliqueraient une orientation à 90° des nouvelles fissures qui s'amorcent près des premières déjà amorcées dans la direction 0°. Or comme cela a été montré pendant les travaux de Master 2, si on regarde les résultats que donne le modèle initial dans le cas d'un

chargement non equibiaxial (Figure 3.21) alors on peut se rendre compte qu'il ne permet pas de représenter cet effet de directions orthogonales privilégiées. Le modèle tel qu'il a été présenté ne permet pas de retrouver cet aspect "quadrillage" des réseaux de fissures. Pour l'instant, le modèle est donc utilisable dans deux cas extrêmes : le cas uniaxial pur et equibiaxial. La solution retenue pour pouvoir également modéliser le cas biaxial est de limiter la discrétisation spatiale aux deux directions les plus fissurées.

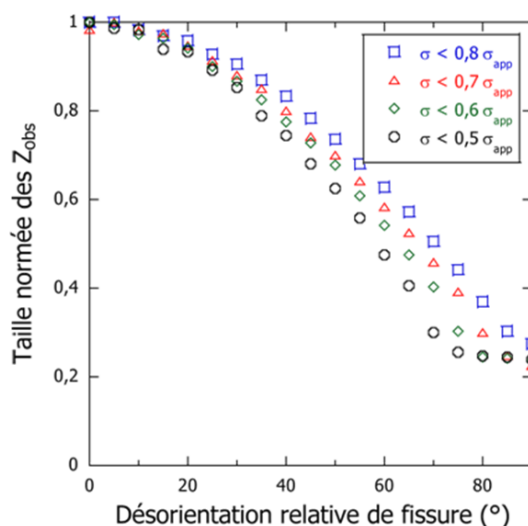


Figure 3.20 : Prise en compte de l'aspect multidirectionnel des fissures dans la détermination des tailles de zone d'obscurcissement du modèle 2,5D de [Malésys, 2007].

Chargement (MPa)		Nombre de fissures par domaine			Nombre total de fissures
$\Delta\sigma_{11}$	$\Delta\sigma_{22}$	$\alpha=0$	$\alpha=\pi/4$	$\alpha=\pi/2$	
400	400	4,87	4,87	4,87	19
390	390	2,96	2,96	2,96	12
370	390	1,05	1,78	2,99	8
370	370	1,06	1,06	1,06	4
370	350	1,07	0,62	0,36	2
370	0	1,09	0	0	1



Figure 3.21 : Résultats des simulations des essais de fatigue thermique SPLASH avec le modèle 2,5D pour différents cas de chargement [Malésys, 2007].

Ainsi, deux versions du cas biaxial existent : la première est une version purement equibiaxiale dite "non hiérarchisée". La deuxième version est dite "hiérarchisée" adaptée cette fois aux chargements non equibiaxiaux. Dans cette version il existe forcément une

direction privilégiée comme cela se passe dans le cas uniaxial. Par contre, il y a en plus la prise en compte d'une deuxième direction orthogonale à la première et qui peut également amorcer des fissures. Lorsque la densité de fissures dans la direction privilégiée atteint 95% de la densité finale alors l'évolution de la densité dans la deuxième direction est interrompue. Cela permet de fixer la fin de l'essai et donc d'obtenir la densité finale du réseau. Sans cette condition d'arrêt d'essai, la saturation dans la deuxième direction pourrait intervenir extrêmement tard en comparaison de la saturation obtenue dans la direction privilégiée (chargement plus faible dans la deuxième direction).

Pour les 2 versions, le chargement équivalent de von Mises est tout d'abord calculé et utilisé dans la loi d'amorçage. Les densités obtenues sont différentes dans les deux directions pour le modèle "hiérarchisé" du fait qu'une direction est privilégiée pour l'amorçage. En l'absence de zone d'obscurcissement liée à une fissure proche, l'amorçage d'une fissure se fera obligatoirement dans la direction normale à la contrainte principale maximale. Dans le cas où une zone d'obscurcissement serait présente l'amorçage d'une nouvelle fissure se fera dans la direction parallèle à la direction principale maximale (Figure 3.22).

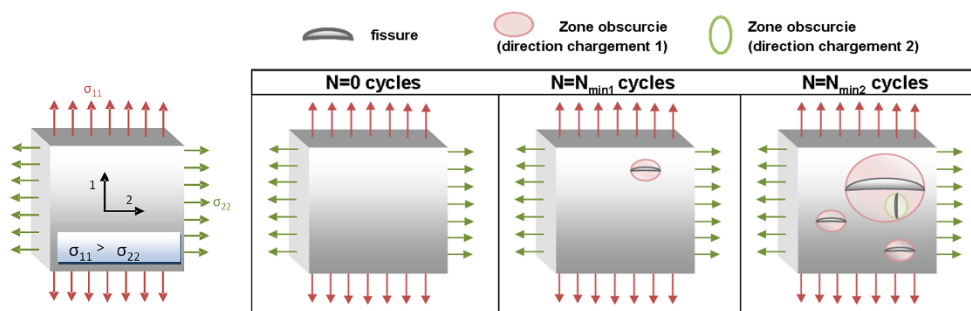


Figure 3.22 : Principe de la hiérarchisation de l'amorçage.

Cette "théorie" est applicable à la modélisation souhaitée car une fois une fissure d'un réseau amorcée, sa taille à l'amorçage doit être suffisamment grande pour ne pas tomber dans le régime des fissures courtes (pour l'instant non géré par la loi de propagation utilisée dans le modèle). Or pour une taille de fissure à l'amorçage égale à 200 µm, la propagation n'est plus dépendante de la microstructure.

On peut également trouver une justification expérimentale à cette idée de hiérarchisation de l'amorçage. Elle est clairement observée dans plusieurs zones d'apparition de réseaux issus des essais SPLASH [Maillot, 2003]. Si on prend par exemple l'éprouvette 27d (Figure 3.23), on remarque pendant l'évolution du réseau que, sur le bord gauche, les fissures apparaissent toutes dans une seule direction. Puis des fissures dans la direction orthogonale apparaissent. Etant donné que le chargement est equibiaxial uniquement au centre du jet de refroidissement, les zones périphériques sont soumises à des chargements biaxiaux dont les amplitudes de contraintes principales sont assez éloignées.

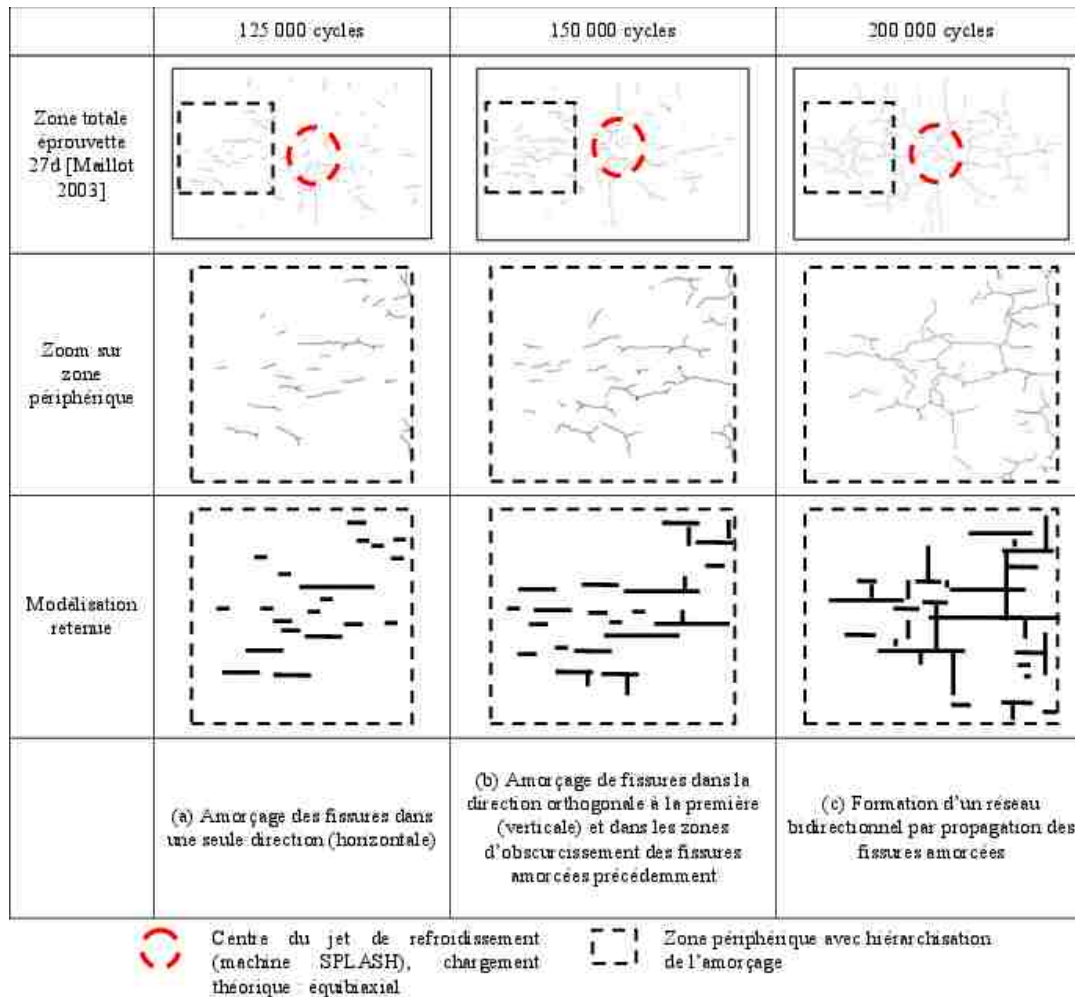


Figure 3.23 : Justification expérimentale de la théorie de la hiérarchisation de l'amorçage.

Etant donné que la nouvelle loi d'amorçage utilise comme variable de chargement la déformation plastique macroscopique de von Mises, à ce stade et quel que soit le modèle choisi ("hiérarchisé" ou "non hiérarchisé") les différentes directions de fissuration prises en compte présentent toutes la même densité de fissures amorçables. Ainsi, dans le cas du modèle "hiérarchisé" qui prend en compte 2 directions d'amorçage, même si la contrainte dans la direction 2 (non privilégiée) est nulle (dans ce cas on retombe sur un chargement uniaxial) la densité de fissures amorcées dans cette direction ne sera pas nulle. De manière à éviter cela, il est nécessaire d'ajouter un préfacteur à la loi d'amorçage utilisée. Pour le cas du modèle "hiérarchisé" le préfacteur P_h^i pour la direction i ($i = 1$ ou 2)

$$P_h^i = \frac{\Delta\sigma_{ii}}{\max(\Delta\sigma_{11}, \Delta\sigma_{22})} \quad (3.20)$$

$\Delta\sigma_{ii}$ correspondant à la contrainte normale dans la direction i . Ce préfacteur permet ainsi de garantir la continuité entre le cas de chargement uniaxial et biaxial non équilibriaux.

Pour le modèle “non hiérarchisé”, sans ajout d’un préfacteur, chaque direction présentera la même densité de fissures amorcées que le chargement soit de type equibiaxial, biaxial ou uniaxial. Comme pour le modèle “hiérarchisé”, un préfacteur P_{nh}^i pour chaque direction i est utilisé

$$P_{nh}^i = \frac{\Delta\sigma_{ii}}{\sum_{j=1}^{jmax} \Delta\sigma_{jj}} \quad (3.21)$$

avec $jmax$ le nombre de directions choisies ($jmax > 3$). L’utilisation de ce préfacteur permet d’assurer une certaine continuité entre les 2 cas de chargements extrêmes (uniaxial et équiaxial). Néanmoins, comme dans la modélisation initiale proposée par Maléysy [2007], l’utilisation de ce préfacteur ne permet pas de rendre compte de l’aspect bidirectionnel des réseaux obtenus avec un chargement biaxial non équiaxial. Enfin, l’utilisation de ce préfacteur ne permet pas non plus d’assurer la continuité entre les modèles “hiérarchisé” et “non hiérarchisé”.

3 Modélisation des essais uniaxiaux

Dans cette partie, les différentes stratégies de modélisation sont utilisées afin de simuler la formation et le développement des réseaux observés dans le cas des essais de fatigue uniaxiaux. La surface observée expérimentalement par CIN (méplat de $3 \times 5 \text{ mm}^2$) est modélisée par les différentes approches.

3.1 Modélisation stochastique

Dans le cas du modèle stochastique présenté en partie 2.1, les dimensions de la surface sont de 150×80 grains. La Figure 3.24 présente un exemple de résultat d’évolution de réseau au cours des cycles. Les calculs sont menés sous Matlab et le temps de calcul pour une simulation est inférieur à 2 secondes.

3.1.1 Nombres de cycles à amorçage et à rupture

Pour chaque chargement macroscopique imposé $\Delta\varepsilon_p$, il est possible de conserver pour chaque simulation le nombre de cycles à l’amorçage de la première fissure ainsi que le nombre de cycles à rupture de l’éprouvette. Dans l’exemple de la Figure 3.24, la première fissure amorce à 25 000 cycles et la rupture intervient après 50 000 cycles. Les résultats sont post-traités à partir de 1 000 simulations, les valeurs moyennes et les isoprobabilités à 5% et 95% sont extraites et comparées aux résultats expérimentaux sur la Figure 3.25. L’accord entre les résultats numériques et expérimentaux est très bon pour les nombres de cycles à l’amorçage (Figure 3.25(a)) et à rupture (Figure 3.25(b)). Seul l’essai le plus chargé s’écarte légèrement pour la rupture. Cela est dû au fait que la loi de propagation utilisée a tendance à sous-estimer la propagation constatée lors de cet essai. Toutefois, vu qu’un seul essai a été réalisé pour ce chargement, ce type de résultat reste acceptable.

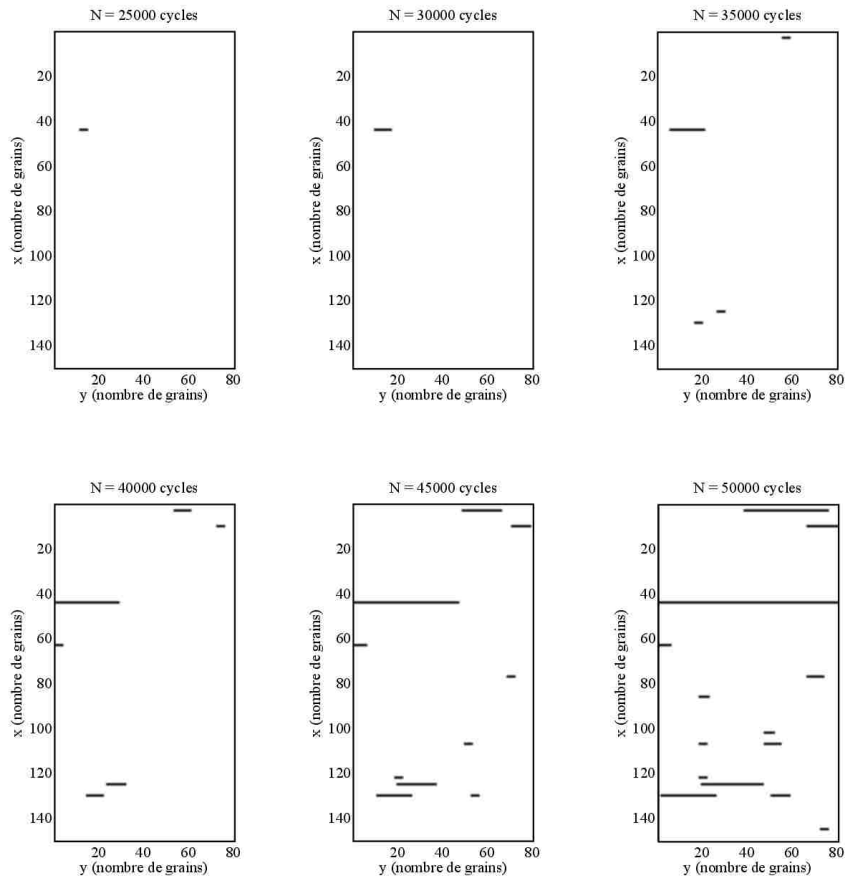


Figure 3.24 : Exemple de résultat de simulation de formation de réseau pour 1 tirage unique obtenu avec le modèle stochastique.

Le bon accord constaté entre essais et simulations valide le choix des lois d'amorçage et de propagation. Comme les lois d'amorçage et de propagation pour les autres modèles sont pratiquement similaires à la loi utilisée ici, cette approche permet de s'assurer du bon choix de ces lois pour les différentes modélisations utilisées.

3.1.2 Evolution des densités de fissures

Les résultats précédents et notamment les moyennes sont quasiment indépendantes des effets d'interactions entre fissures. Seuls les résultats à 5% sont légèrement dépendants du phénomène de coalescence qui peut accélérer la propagation. Pour voir les effets des interactions, il faut s'intéresser à une autre grandeur statistique. Le choix est fait ici de s'intéresser à la densité de fissures amorçées. Il est bien sûr possible de choisir une autre grandeur statistique comme la longueur totale de fissures. Sur l'exemple présenté sur la Figure 3.24, la densité est calculée en comptant le nombre de fissures et en divisant par la

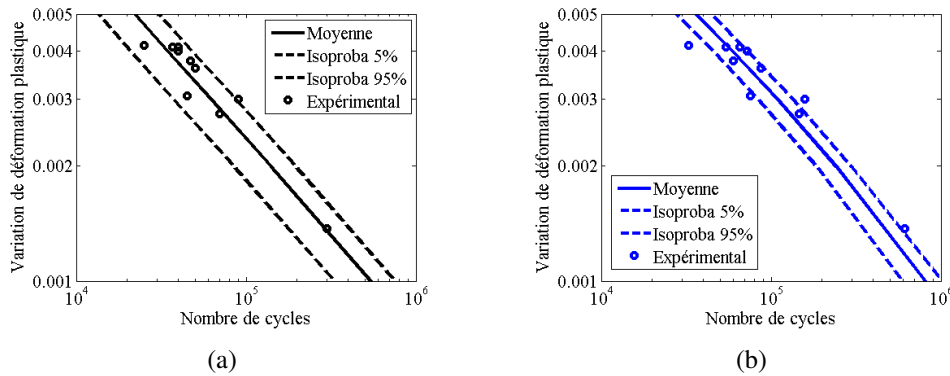


Figure 3.25 : (a) Comparaison des résultats numériques et expérimentaux présentés en partie 2 du chapitre 2 pour (a) les nombres de cycles à l'amorçage, (b) les nombres de cycles à rupture.

surface totale modélisée. A la fin de la simulation la densité de fissure amorcée vaut alors $0,7$ fissure/ mm^2 . La Figure 3.26(a) présente l'évolution de la densité finale en fonction du chargement macroscopique appliqué.

On observe que contrairement à ce à quoi on pouvait s'attendre, la densité de fissures activées ne croît pas avec le chargement. Cela est dû au fait que l'on s'intéresse ici aux mésocraquelures. Il y a donc une compétition entre deux mécanismes : la propagation de la fissure macroscopique et l'amorçage des mésocraquelures. Il apparaît qu'il existe un chargement intermédiaire pour lequel l'amorçage des mésocraquelures est maximal. Ce résultat est d'ailleurs observé expérimentalement.

La Figure 3.26(b) montre un exemple d'évolution de cette densité en fonction du nombre de cycles. Sur cette figure, la densité de fissures activées correspond à la densité de fissures effectivement amorcées, la densité de fissures actives correspond à la densité de fissures qui sont en train de propager, alors que la densité de fissures amorçables correspond à la densité de fissures qui se seraient amorcées si seule la loi d'amorçage de mésocraquelures était utilisée (sans lois de propagation et d'interactions). Lorsque la densité de fissures actives est nulle alors toute la surface est obscurcie. Dans le cas des essais uniaxiaux, cela correspond au fait que la fissure a traversé tout le méplat. On observe que pendant quasiment 80% de la durée de l'essai la densité de fissures activées est très proche de la densité de fissures amorçables. Ainsi les lois de propagation et d'interactions n'ont un impact sur l'évolution de la densité de fissures amorcées que lors de l'ultime phase de l'endommagement.

Sur ces deux figures, les densités moyennes ainsi que les densités correspondantes à une probabilité de 5% et 95% sont également présentées. On peut ainsi constater comme dans le cas expérimental que la dispersion sur la densité de fissures finale est importante. Encore une fois, la modélisation montre un très bon accord avec les résultats expérimentaux.

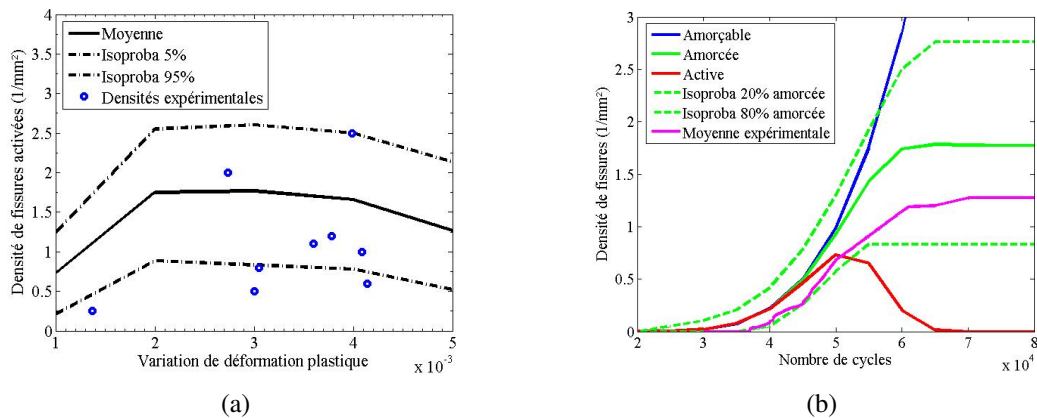


Figure 3.26 : (a) Evolution de la densité de fissures activées en fonction du chargement comparé à l'expérimental. (b) Evolution de la densité de fissures activables, activées et actives en fonction du nombre de cycles ($\Delta\varepsilon_p = 0,4\%$). Comparaison avec la densité de fissures activées obtenue expérimentalement (moyenne réalisée sur 4 essais).

3.1.3 Convergence des grandeurs statistiques

Pour les différentes grandeurs suivies, il est possible de s'assurer que le nombre de simulations est suffisant afin de vérifier que l'on a atteint la convergence des résultats. Pour cela, les Figures 3.27(a) et 3.27(b) présentent l'évolution de la moyenne et de l'écart type sur la densité de fissures calculée en fonction du nombre de simulations. On peut vérifier qu'à partir de quelques centaines de tirages, à la fois la moyenne et l'écart type pour la grandeur étudiée se sont stabilisés.

3.1.4 Influence des paramètres d'interaction entre fissures sur la densité de fissures

Précédemment, il a été noté que pendant 80% de la durée de l'essai la densité de fissures amorcées était similaire à la densité de fissures amorçables. Cela signifie que si l'on souhaite modéliser le phénomène pendant 80% de la durée de vie alors seule la loi d'amorçage est utile pour la simulation. La Figure 3.28 propose de visualiser les résultats d'évolutions de densités de fissures amorcées obtenus par des simulations pour lesquelles la coalescence est désactivée ou au contraire les zones de coalescence en pointes de fissures sont très largement augmentées.

Les résultats montrent que l'influence de la coalescence sur la densité finale est négligeable lorsque l'on utilise le critère de coalescence que nous avons retenu [Ochi *et al.*, 1985]. Il semble donc possible, lorsque l'on s'intéresse à la densité de fissures amorcées dans des réseaux de fissures, de ne pas prendre en compte la coalescence dans la modélisation. Par contre, il faut garder à l'esprit que ce résultat dépend du critère de coalescence choisi. Ainsi, on observe également sur la Figure 3.28 qu'en augmentant fortement la taille des zones d'influence en pointe de fissures (0.3 fois la taille des fissures), on obtient

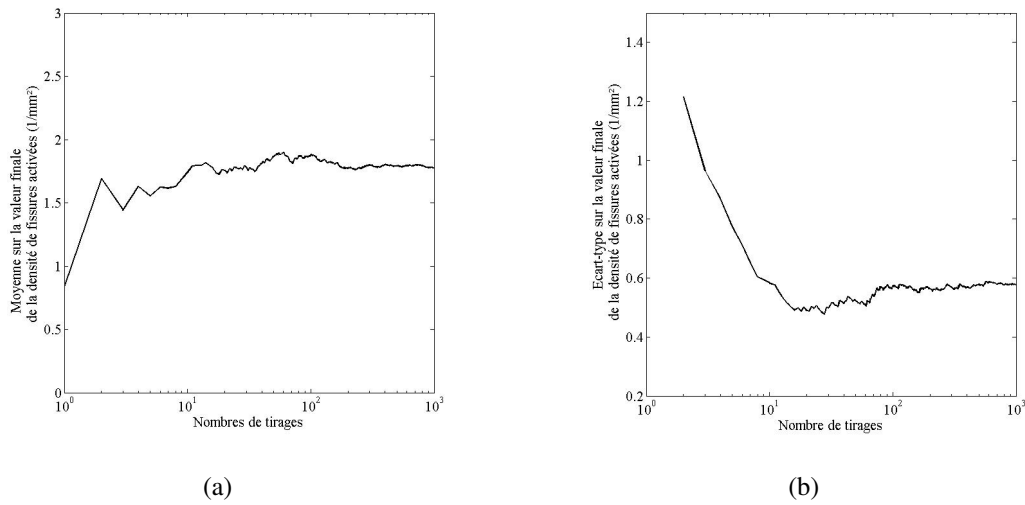


Figure 3.27 : Evolution des grandeurs statistiques de la distribution de densité de fissures amorcées finale ($\Delta\varepsilon_p = 0,4\%$) (a) moyenne, (b) écart-type.

au contraire un effet important de la coalescence sur la densité finale des réseaux.

Le même type de calcul a été réalisé en ne prenant pas en compte l'obscurcissement. Cette fois les résultats montrent que l'obscurcissement a un impact important sur l'évolution de la densité de fissures activées. Cela s'explique simplement par le fait que les zones d'écrantage ont des dimensions largement supérieures aux zones d'amplification de contraintes.

3.2 Modélisation probabiliste

La modélisation probabiliste continue utilise les mêmes lois d'amorçage et de propagation de fissures que le modèle précédent. Les lois d'entrée sont donc complètement identiques. La seule différence entre les deux modèles, outre le fait que l'écriture de ce dernier soit analytique, est que le modèle probabiliste ne prend pas en compte la coalescence entre fissures. Avec le modèle probabiliste, il n'est plus nécessaire de lancer plusieurs centaines de simulations. Un unique calcul permet d'obtenir toute l'information statistique souhaitée.

Remarque : chargement test

Pour les résultats des simulations présentées sur les figures suivantes, la déformation plastique imposée est toujours de 0,4% et le jeu de paramètres utilisés pour les différents modèles diffère légèrement des paramètres définitifs présentés précédemment. Les résultats de simulations effectuées avec ce jeu de paramètres ont été conservés (pour des raisons de temps de calculs de certaines simulations) et sont utilisés afin de comparer les

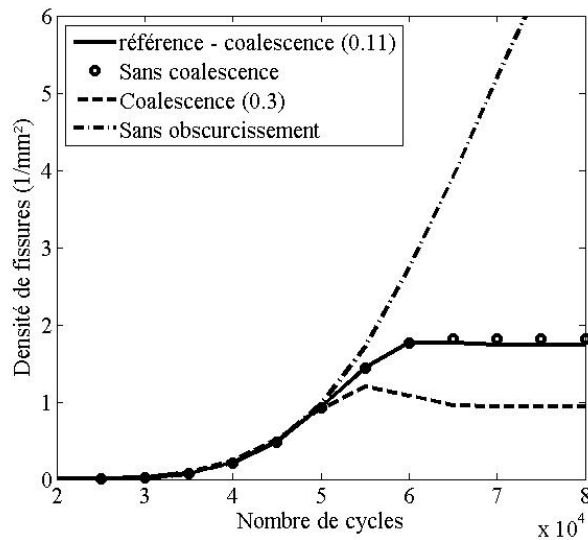


Figure 3.28 : Influence des paramètres d'interaction entre fissures sur la densité de fissures amorcées.

différents modèles entre eux. Ce chargement “particulier” est défini pour la suite comme le chargement test.

La Figure 3.29 permet de vérifier que l'on retrouve pour le même chargement strictement la même évolution des grandeurs moyennes entre les deux modèles. La Figure 3.29 compare également les courbes d'isoprobabilités obtenues par le code de Monte-Carlo et la modélisation analytique. On constate alors que l'hypothèse de l'utilisation d'une loi de Poisson pour la densité de fissures amorcées est valable pour 80% de la durée. On observe en effet qu'au delà de 80% de la durée de l'essai, un écart apparaît entre les courbes d'isoprobabilités à 5% et 95%. Pour le cas analytique, ces courbes sont obtenues par utilisation d'une loi de Poisson inverse. Ce résultat est logique et confirme que la loi de Poisson est vérifiée tant que les interactions entre fissures sont faibles. L'hypothèse d'une loi de Poisson pour la densité de fissures amorçables reste quant à elle complètement vérifiée pour toute la durée de l'essai.

3.3 Modélisation éléments finis cohésifs

Pour la modélisation par éléments finis cohésifs, les lois d'amorçage et de propagation ne sont pas strictement identiques mais elles sont recalées de manière à donner des résultats pratiquement similaires pour le cas test déjà illustré. La comparaison entre l'évolution de la valeur moyenne de densité de fissures amorcées obtenue avec les modèles précédents et celle obtenue avec ce modèle par éléments finis stochastiques est ainsi représentée sur la Figure 3.30. Encore une fois les comparaisons sont réalisées en utilisant le chargement test. L'approche développée par Bares est également basée sur des tirages de Monte

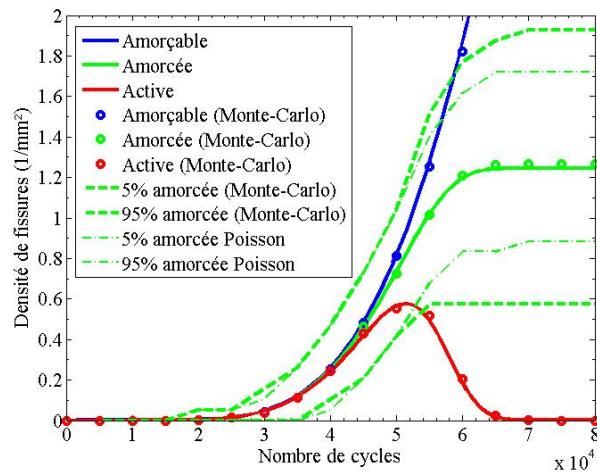


Figure 3.29 : Comparaison entre l'évolution des densités de fissures obtenues par le modèle discret (Monte-Carlo) et le modèle probabiliste continu (chargement test).

Carlo, mais avec des temps de calcul bien plus importants que dans le modèle présenté précédemment puisque la redistribution des contraintes est ici effectivement calculée à chaque rupture d'un élément cohésif. Il est donc impossible de lancer plusieurs centaines de simulations. Dans le cas illustré, la moyenne est réalisée sur 20 résultats de simulation pour un temps de calcul de l'ordre de 350 heures.

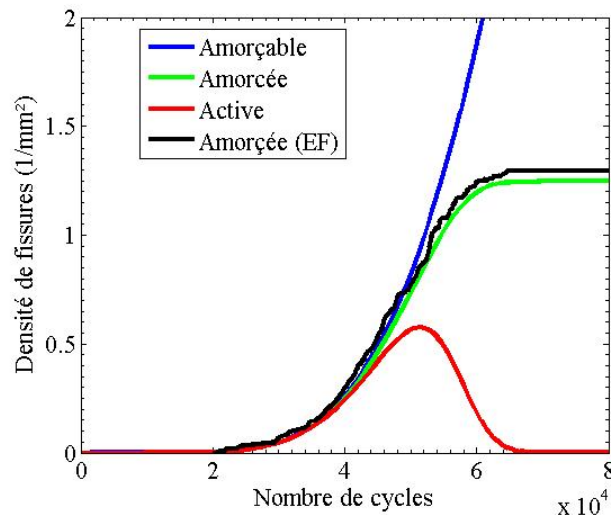


Figure 3.30 : Comparaison entre l'évolution des densités moyennes de fissures obtenues par le modèle éléments finis cohésifs et le modèle probabiliste continu (chargement test).

Un exemple d'illustration de réseau en fatigue uniaxiale est donné par Bares [2010]

sur la Figure 3.31. Elle présente également l'évolution des zones d'amplification de contraintes et les zones d'obscurcissement.

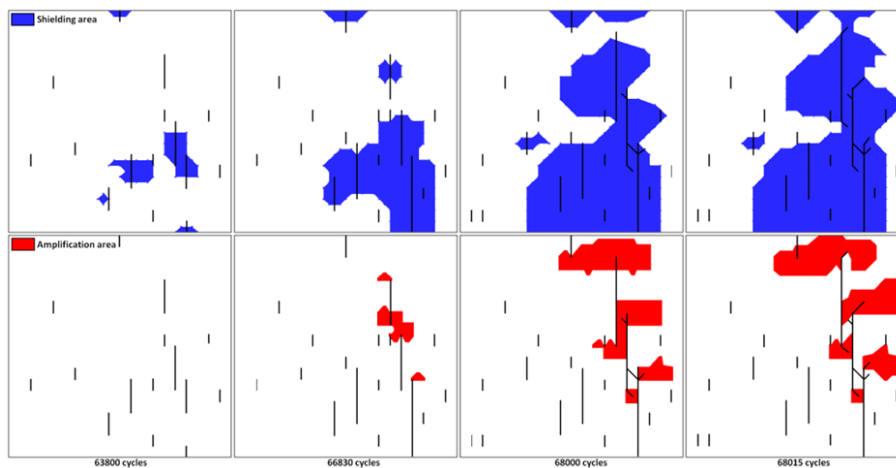


Figure 3.31 : Exemple de résultat de simulation de formation de réseau pour 1 tirage unique obtenu avec le modèle stochastique [Bares, 2010]. Zones d'écran représentées en bleu et zones d'amplification de contrainte représentées en rouge.

3.4 Bilan des comparaisons entre simulations

L'endommagement observé expérimentalement en fatigue uniaxiale par CIN est ici simulé par 3 types de modélisation. Les résultats d'évolution de densités de fissures sont quasiment similaires pour toutes les approches. Les résultats numériques sont également en très bon accord avec les résultats expérimentaux. Ces constatations permettent de valider plusieurs hypothèses concernant la modélisation probabiliste :

- le fait de ne pas modéliser la coalescence des fissures afin de calculer la densité de fissures activées ;
- les choix des lois d'amorçage et de propagation ;
- le choix de la taille des zones d'obscurcissement ;
- le choix de ce type de modélisation par rapport aux approches de Monte-Carlo avec ou sans calcul de redistribution de contraintes.

4 Modélisation des essais biaxiaux

Le premier modèle stochastique présenté (sans calcul des champs de contrainte par éléments finis) n'est pas utilisable en l'état pour simuler des essais biaxiaux. Comme l'approche probabiliste a été validée par les comparaisons avec les résultats uniaxiaux, il a été décidé de conserver uniquement celle-ci pour les chargements multiaxiaux. Les résultats sont ensuite comparés aux résultats obtenus avec la modélisation par éléments

finis cohésifs. Ces comparaisons ont été réalisées avec un ancien jeu de paramètres pour les lois d'amorçage et de propagation.

4.1 Modélisation probabiliste

Comme cela est largement détaillé précédemment, deux types de modélisation existent : la modélisation "non hiérarchisée" adaptée au cas des essais équibiaxiaux (cas des essais réalisés dans la cadre de la thèse), et la stratégie "hiérarchisée" plus adaptée au cas biaxial non equibiaxial. Le premier cas est simulé et comparé au résultat numérique obtenu pour un chargement uniaxial dans le domaine des durées de vie intermédiaires entre oligocyclique et grand nombre de cycles. Ensuite différents cas biaxiaux sont simulés et les densités de fissures obtenues sont présentées. Dans cette partie seule l'étude des résultats sur la densité moyenne de fissures amorcées est réalisée. Comme cela a été développé dans la thèse de Malésys [2007], il serait également possible de s'intéresser aux histogrammes de fissures activées ou encore au suivi de l'évolution de la probabilité d'obscurcissement.

4.1.1 Cas des chargements équibiaxiaux

Le modèle probabiliste est utilisé dans le cas équibiaxial avec le même chargement équivalent (déformation plastique) que celui utilisé dans le cas uniaxial (chargement test) présenté sur la Figure 3.29. Les résultats sont donnés sur la Figure 3.32 et sont comparés à ceux obtenus dans le cas uniaxial. La comparaison avec les résultats numériques uniaxiaux montre que l'on obtient une densité finale supérieure dans le cas biaxial. Ceci s'explique par le fait que l'obscurcissement est moins important dans le cas biaxial. En effet, il est toujours possible d'amorcer une fissure proche d'une autre fissure mais dans une direction orthogonale. Dans ce cas, la zone d'écrantage est quasiment nulle.

4.1.2 Cas des chargements biaxiaux

Dans le cas des chargements biaxiaux, deux modélisations sont utilisables : la modélisation "non hiérarchisée" utilisée précédemment et qui entraîne pour un chargement équibiaxial un amorçage identique dans toutes les directions de l'espace modélisées (Figure 3.33(a)). Dans ce cas, l'espace est discrétisé en 4 directions (0° , 30° , 60° , 90°). Si on utilise la modélisation dans le cas d'un chargement non equibiaxial alors la densité de fissures sera différente dans chaque direction de l'espace retenue. Néanmoins, on vérifie que l'aspect bidirectionnel attendu n'est pas retrouvé et les directions à 60° et 30° présentent des densités de fissures supérieures à la direction à 0° (Figure 3.33(b)).

La modélisation "hiérarchisée" permet quant à elle de bien rendre compte de l'aspect bidirectionnel des réseaux ainsi que la différence de densité de fissures obtenues dans les 2 directions. Toutefois, dans le cas de la simulation du cas equibiaxial avec le code hiérarchisé, illustré sur la Figure 3.34(a), on peut constater que l'équirépartition angulaire

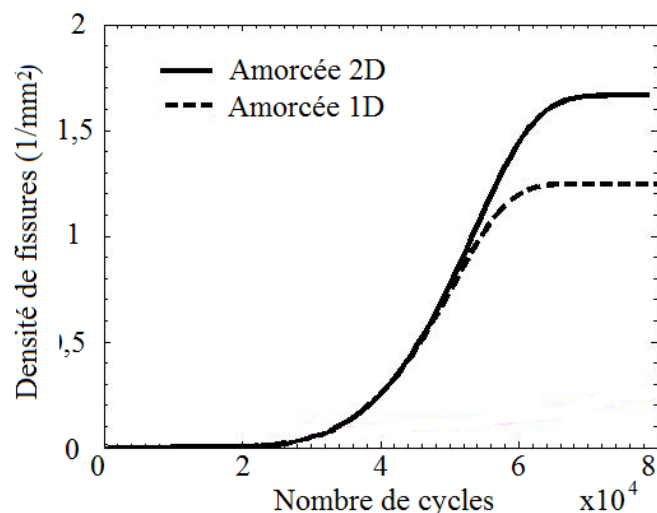


Figure 3.32 : Comparaison entre résultats de simulations uniaxiales, biaxiales à chargement de von Mises équivalent (chargement test).

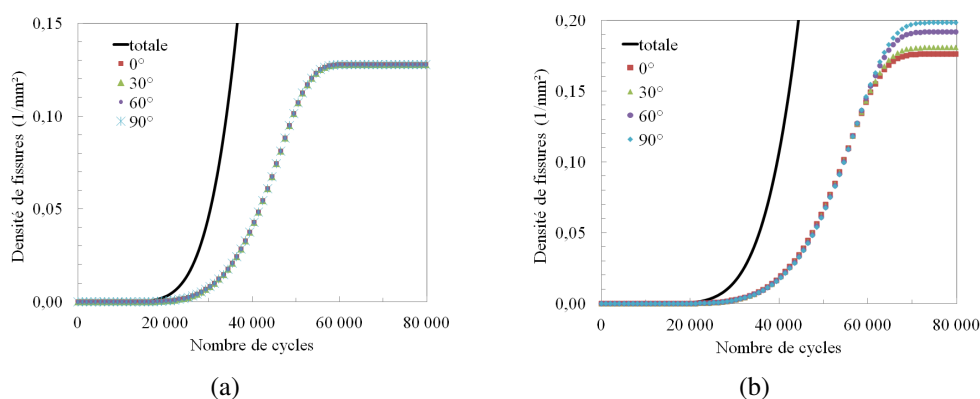


Figure 3.33 : Comparaison de l'évolution de la densité dans toutes les directions dans le cas du modèle non hiérarchisé en utilisant une discrétisation spatiale de 4 directions (a) 420 MPa (90°) et 420 MPa (0°), (b) 420 MPa (90°) et 400 MPa (0°).

n'est pas respectée. On trouve toujours une direction privilégiée. La direction 1 est dite privilégiée et est fixée arbitrairement dans le modèle (direction verticale).

4.2 Modélisation par éléments finis cohésifs

Le code a initialement été proposé pour simuler l'apparition de réseaux de fissures en fatigue biaxiale. Bares [2010] présente la visualisation qui peut être obtenue pour ce type de chargement. La Figure 3.35 donne une illustration d'un réseau dans le cas d'un chargement de type thermique. Dans le cadre de la simulation des essais de fatigue méca-

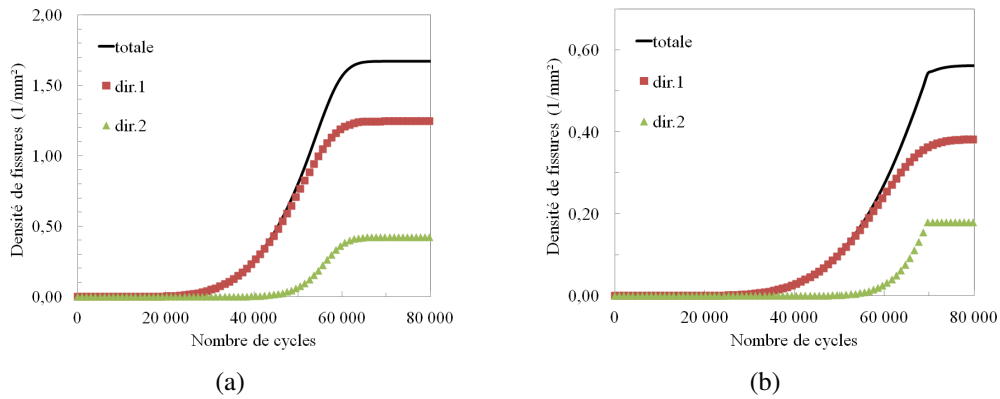


Figure 3.34 : Comparaison de l’évolution de la densité de fissures activées dans toutes les directions dans le cas du modèle “hiérarchisé” avec un chargement biaxial (a) 420 MPa (dir. 1) et 420 MPa (dir. 2), (b) 420 MPa (dir. 1) et 400 MPa (dir. 2).

nique biaxiaux menés, on obtient exactement le même type de réseaux car l’épaisseur de l’éprouvette est de 1 mm. Elle est donc inférieure à la profondeur maximale pour laquelle les fissures sont arrêtées par l’effet de gradient thermique dans les simulations de fatigue thermique (cette profondeur est plutôt de l’ordre de 2,5 mm).

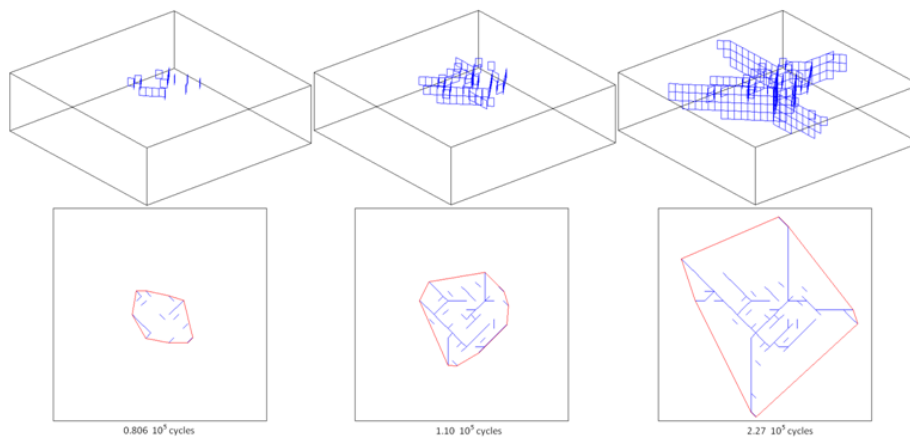


Figure 3.35 : Evolution surfacique et volumique du réseau de fissures obtenu par Bares [2010] pour un chargement de type SPLASH ($\Delta T = 200^\circ\text{C}$).

La Figure 3.36 présente la comparaison entre l’évolution de la densité de fissures activées obtenue par le modèle continu et la moyenne réalisée à partir de 20 simulations par éléments finis pour un chargement test de type équibiaxial (déformation plastique équivalente identique au cas uniaxial). On observe que les résultats sont encore une fois très

proches même si la modélisation continue semble cette fois donner une densité légèrement supérieure. De nouvelles comparaisons seraient à réaliser notamment sur la répartition de la densité en fonction des directions ou encore sur les morphologies des réseaux afin de s'assurer que l'hypothèse d'homogénéité du chargement est toujours valable. Cela pourrait expliquer le léger écart constaté.

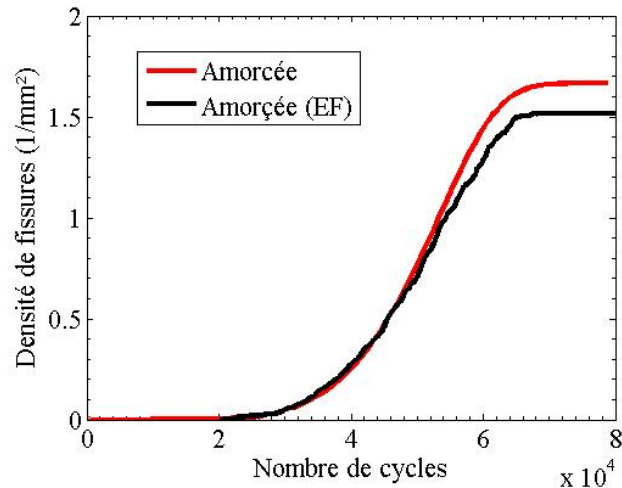


Figure 3.36 : Evolution de la densité moyenne de fissures amorçées obtenues avec la modélisation continue et les 20 simulations par éléments finis.

4.3 Bilan des comparaisons entre simulations pour le cas biaxial

Même si le nombre d'essais biaxiaux pour lesquels un réseau de fissures s'est amorcé est trop faible pour pouvoir vraiment comparer les résultats simulés aux résultats expérimentaux, plusieurs constatations intéressantes ont été faites en utilisant un même cas de chargement équivalent pour les différents modèles. Tout d'abord, pour une même amplitude de déformation plastique équivalente de von Mises, les densités de fissures obtenues pour les chargements équi-biaxiaux sont supérieures à celles obtenues dans les cas uniaxiaux. Ceci pourrait expliquer pourquoi en fatigue thermique on retrouve des densités importantes voire plus importantes que dans le cas uniaxial. Ensuite, les densités amorçées sont très proches des densités retrouvées expérimentalement sur essais de fatigue thermique (SPLASH) mais pour des nombres de cycles différents. Enfin, il est possible de rendre compte de l'aspect bidirectionnel de certains réseaux par l'utilisation d'une modélisation dite "hiérarchisée".

Comme dans le cas uniaxial, les comparaisons sur les densités de fissures moyennes entre simulations probabilistes et éléments finis sont très concordantes. Cette première comparaison statistique semble valider les hypothèses réalisées dans le modèle probabiliste. Toutefois, les modèles par éléments finis plus réalistes permettent de bien rendre

compte de l'influence de fissures longues par exemple sur l'amorçage des nouvelles fissures et donc de simuler des cas d'endommagement plus complexes.

5 Conclusion

De multiples solutions sont possibles pour modéliser l'endommagement en fatigue multiaxiale. Lors de la thèse trois stratégies de modélisation de la littérature ont été utilisées et comparées afin de valider les choix de modélisation de l'approche probabiliste continue.

La première stratégie utilisée est la modélisation complète du phénomène par calcul aux éléments finis. Elle permet de simuler aussi bien des chargements uniaxiaux que biaxiaux mécanique ou thermique. Cette solution présente l'avantage d'obtenir à chaque instant du calcul la nouvelle distribution spatiale de contraintes. Les réseaux obtenus sont donc potentiellement très proches des réseaux observés expérimentalement. Elle permet ainsi de rendre compte automatiquement de l'aspect bidirectionnel de certains réseaux mais également d'avoir directement accès à toutes les grandeurs intéressantes : profondeur maximale de fissures, histogramme de tailles de fissure, nombre de cycles à l'amorçage ou à rupture ou saturation du réseau dans le cas de la fatigue thermique.

Toutefois cette première solution a également un très grand désavantage par rapport à l'étude statistique de ces quantités : le temps de calcul est extrêmement long. En effet, l'aspect aléatoire de l'amorçage induit une forte dispersion des résultats, et il est donc nécessaire de lancer plusieurs dizaines voire centaines de calculs. L'aspect statistique est capital pour l'établissement de critères de conception fiables voire conservatifs. Il serait particulièrement intéressant d'avoir accès au nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure ayant une profondeur critique de manière à éviter tout risque de rupture ou de fuite du composant. Afin d'être conservatif, il est nécessaire de s'intéresser non pas à la moyenne mais à la valeur minimale obtenue à partir de plusieurs centaines de simulations. Or les simulations élastiques utilisées ici présentent des durées de calcul de plusieurs heures pour des surfaces relativement faibles. L'utilisation de ce genre de simulations est donc très difficile lorsque l'on s'intéresse à l'aspect stochastique du phénomène même si cette solution reste clairement la plus "riche".

La deuxième solution testée et qui reste la plus classique dans la littérature est la modélisation stochastique homogène (soit sans calcul par la méthode des éléments finis du champ de contrainte au cours de l'essai). La méthode de Monte-Carlo peut alors être utilisée sans soucis puisque les simulations sont généralement rapides. Les comparaisons sur les densités de fissures montrent pourtant qu'il est largement possible par un bon choix de lois de comportement (amorçage, propagation, obscurcissement et coalescence) de se passer du long calcul de redistribution de contraintes. Néanmoins cette solution nécessite toujours de réaliser de nombreux tirages qui, même s'ils sont très rapides dans le cas uniaxial traité, deviendraient sans doute bien plus longs si l'on s'intéressait à des chargements plus complexes comme dans le cas de la fatigue biaxiale.

Enfin, la solution continue probabiliste reste celle retenue ici. Il a été vérifié dans le

cas uniaxial qu'elle donne très logiquement des résultats similaires à l'approche stochastique précédente. De plus, il a été montré qu'il était possible de retrouver ces résultats sans modéliser la coalescence. En effet, l'utilisation du modèle stochastique montre que les simulations avec ou sans coalescence donnent des résultats pratiquement similaires. Cette approche est finalement la plus rapide dans le cas biaxial même si le calcul nécessaire à la résolution numérique du modèle complet dure de l'ordre d'une heure pour une discrétisation spatiale en 4 directions. Il faut tout de même s'assurer de la conservation de l'hypothèse d'homogénéité du chargement en surface pour utiliser la loi d'amorçage proposée et implantée dans le modèle.

Seule la densité de fissures, et uniquement l'évolution de sa moyenne, est étudiée de manière statistique entre les différentes simulations. Or plusieurs autres grandeurs devront également être testées comme le nombre de cycles pour lequel la fissure maximale atteint une taille critique. Dans ce cas, rien ne garantit que les différents modèles donnent des résultats similaires ou encore que la coalescence reste toujours aussi négligeable.

Finalement, l'étude des différents modèles réalisés tend à montrer que le modèle probabiliste offre le meilleur compromis entre richesse d'informations et temps de calcul pour l'étude probabiliste de différentes grandeurs critiques représentatives de l'endommagement en fatigue mécanique ou thermique.

Conclusion

La quantité de travaux expérimentaux ou numériques qui ont été réalisés autour du problème de l'endommagement par fatigue thermique est très importante, en France notamment. De plus, la différence entre la fatigue thermique et la fatigue mécanique biaxiale est assez faible. Elle réside uniquement dans la propagation des fissures en profondeur comme cela a pu être établi pendant la thèse. Cela signifie qu'en plus des travaux spécialement dédiés à la fatigue thermique, tous les travaux réalisés autour de la fatigue mécanique biaxiale voire uniaxiale restent utilisables vu que le nombre de cycles à l'amorçage semble très proche entre fatigue 1D et 2D.

Néanmoins, plusieurs questions concrètes qui se posaient au début de la thèse ont pu trouver quelques éléments de réponses : est-il nécessaire de prendre en compte la coalescence pour simuler l'endommagement par fatigue thermique en utilisant un modèle probabiliste continu ? Les densités très importantes de fissures observées lors des essais SPLASH sont-elles dues à l'état d'équibiaxialité du chargement en surface ? Ces questions ont conduit à s'intéresser de manière plus large au phénomène de multifissuration en fatigue. Pour cela, il était impossible d'avoir recours à des essais de fatigue thermique à grand nombre de cycles avec les moyens d'essais existants, qui ne permettaient pas de garantir des mesures expérimentales fiables.

Les premiers essais d'observation de multifissuration par corrélation d'images numériques réalisés par Malésys [2007] durant sa thèse ont conduit à lancer une campagne d'essais de suivi de multifissuration par CIN en fatigue uniaxiale. Le protocole expérimental a été amélioré en automatisant la prise d'images, en observant une zone plus importante par l'utilisation d'un matériel optique différent et en modifiant légèrement la géométrie de l'éprouvette. L'étude par CIN a également été améliorée par le développement d'un code de détection automatique de fissures multiples pour ce type d'essais.

Le code de CIN dédiée à la détection de fissures proposé permet d'obtenir automatiquement, en cours d'essai, l'état d'évolution de la multifissuration de l'éprouvette. Périodiquement, une photo est prise à chargement maximum. L'image est traitée par une approche de CIN globale avec une image de référence prise en début d'essai et donc pour un état non endommagé. Cette étape permet de calculer la déformation homogène entre les deux images. Une seconde étape permet alors de tester la sensibilité de l'image pixel à pixel à la présence d'un champ de déplacement d'une fissure représentative. Ce champ présente une dimension variable permettant de définir la sensibilité de la détection à différentes tailles de fissures. Cette deuxième approche est extrêmement rapide car elle utilise les transformées de Fourier. Ainsi, en quelques secondes il est possible de trouver les

pixels présentant une sensibilité importante (supérieure à un seuil fixé au début de l'essai) à la présence d'une microfissure. Il est donc possible de connaître les positions des fissures correspondant aux pixels identifiés et d'avoir également une estimation de la longueur de la fissure ($> 150 \mu\text{m}$) et de son ouverture ($> 600 \text{nm}$). Le code est actuellement particulièrement adapté à la détection des fissures. Pour cela une seule itération est réalisée, un seul champ de fissure représentative est utilisé et une seule orientation est considérée. Ces différentes hypothèses permettent d'obtenir des temps de calculs très faibles. En réalisant le calcul en deux étapes pour chaque image prise en cours d'essai, il est possible de visualiser l'évolution de l'état de multifissuration et de calculer l'évolution de la densité de fissures, de suivre la propagation des fissures, d'obtenir des histogrammes de fissures, etc.

Cette première campagne expérimentale a donc conduit à l'obtention d'une quantité importante de données. Même si plusieurs quantités ont été étudiées : propagation des fissures macroscopiques, critère de coalescence entre mésolfissures, l'étude s'est surtout concentrée sur le suivi d'une grandeur représentative de l'état d'endommagement : la densité de fissures amorcées.

Etant donné qu'un des intérêts de l'étude de la multifissuration reste son lien avec la modélisation du phénomène d'endommagement en fatigue thermique, une seconde campagne en fatigue mécanique équibiaxiale a été menée. Ces essais ont fait directement suite à ceux réalisés par Barbier [2009] dans le cadre de sa thèse et ont été co-réalisés avec Poncelet [2010a] dans le cadre de ses travaux de post-doctorat. Les essais ont été menés au LMT Cachan sur la machine d'essai triaxiale ASTRÉE. Six essais ont été réalisés et 2 essais ont présenté de l'amorçage de réseaux de fissures d'aspect similaire à ceux observés en fatigue thermique par Maillot [2003]. Les autres essais ont été conduits pour des chargements faibles (proches de la limite d'endurance obtenue par des essais uniaxiaux). Pour ces essais, aucune fissure ne s'est amorcée et ils ont été arrêtés après 1 million de cycles. Cette seconde campagne a donc à la fois permis de vérifier que l'aspect multidirectionnel des réseaux de fatigue thermique pouvait être obtenu à partir d'essais mécaniques, mais également que les chargements équibiaxiaux ne semblaient pas plus endommageants que les chargements uniaxiaux.

Les essais uniaxiaux et biaxiaux ont été modélisés par calcul éléments finis élastoplastique afin d'estimer les chargements équivalents. Les comparaisons des courbes de fatigue en amplitude de déformation équivalente de von Mises n'ont fait apparaître aucun effet aggravant de la fatigue biaxiale. Sur le plan expérimental les essais originaux réalisés ont permis, par le couplage de plusieurs méthodes de mesures (répliques de surface et CIN), l'étude complète et détaillée d'un essai de fatigue mécanique équibiaxiale : suivi de l'évolution de la déformation moyenne par CIN et évolution de l'endommagement par multifissuration observée par CIN et par répliques de surface.

L'amorçage et le développement des réseaux de fissures en fatigue de par leur aspect probabiliste est complexe à modéliser. Une deuxième partie de la thèse s'est donc concentrée sur l'étude de la modélisation probabiliste du phénomène.

Une approche analytique offre un cadre de travail intéressant mais nécessite l'utilisation de différentes lois de base sur la multifissuration : amorçage des fissures, propagation

et interactions. Dans la modélisation initiale, de par la loi d'amorçage utilisée, il était impossible de retrouver des résultats quantitatifs sur l'évolution des réseaux simulés.

Un premier travail a donc consisté à proposer une loi d'amorçage analytique pouvant être implantée dans le modèle initial. Cette modélisation multi-échelles a montré une bonne aptitude à représenter les résultats expérimentaux obtenus avec finalement un seul paramètre à identifier. Le modèle analytique continu modifié a été utilisé pour simuler les essais uniaxiaux. Les résultats obtenus sont comparés aux résultats obtenus par 2 autres types de modélisation.

Une modélisation discrète basée sur une approche de type Monte-Carlo pratiquement similaire à l'approche probabiliste mais pour laquelle la coalescence entre fissures était en plus prise en compte. Cette première comparaison a permis de valider les choix de lois d'amorçage et de propagation. Le modèle discret a de plus l'avantage de permettre la visualisation des morphologies de réseaux obtenus par le modèle probabiliste continu.

Les résultats sont également comparés à une modélisation par éléments finis avec éléments cohésifs. Cette modélisation permet de prendre en compte automatiquement les phénomènes d'interactions entre fissures ainsi que la redistribution des contraintes. Cette modélisation est donc bien plus complète et permet d'obtenir des réseaux en fatigue biaxiale dont les morphologies sont comparables aux résultats observés expérimentalement.

Les premières comparaisons des résultats obtenus sur l'évolution de la moyenne de la densité de fissures amorcées ont confirmé les très bonnes performances de la modélisation probabiliste : temps de calculs, résultats sur la densité de fissures amorcées très proches des résultats obtenus avec les autres modélisations, pas de tirages de Monte-Carlo nécessaires et écritures analytiques des différentes lois mises en jeu.

Même si les travaux expérimentaux et numériques réalisés ont permis d'améliorer la modélisation continue initialement proposée, de nombreuses modifications restent à apporter à ce modèle comme assurer une continuité entre les différents modèles représentatifs des cas de chargement (uniaxial, biaxial et équibiaxial) ou encore s'assurer du bon choix des distributions (Poisson, Gauss, etc.) en menant des études statistiques plus complètes. Pour cela plusieurs autres essais seraient nécessaires afin d'enrichir la base de données expérimentale.

La modélisation complète devra permettre de simuler correctement l'amorçage des réseaux dans le cas de la fatigue mécanique biaxiale. Comme l'objectif final est la modélisation de l'endommagement par fatigue thermique, de nombreuses modifications sont encore à apporter. La première et principale est de comprendre pourquoi les réseaux de fatigue thermique observés sur plusieurs essais apparaissent pour des niveaux de contraintes ou déformation estimés par calcul si faibles. Pour cela, des essais de fatigue thermique avec mesures de température couplées à des mesures cinématiques sont en cours [Gomez Fontecha, 2011]. Cette étude est une analyse préliminaire au lancement d'une campagne d'essais en fatigue thermique qui permettra de faire le lien entre les températures et les chargements mécaniques et l'apparition des premières fissures de fatigue. Une fois ce point essentiel levé, il restera à s'intéresser à l'aspect aléatoire du chargement réel subi

par une canalisation et de pouvoir conclure sur la criticité des réseaux de fissures.

Bibliographie

- ABANTO-BUENO, J. et LAMBROS, J. (2002). Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(14-16):1695–1711.
- ALEXANDRE, F. (2004). *Aspects probabilistes et microstructuraux de l’amorçage des fissures de fatigue dans l’alliage INCO718*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- AMIABLE, S. (2005). *Prediction de durée de vie de structures sous chargement de fatigue thermique*. Thèse de doctorat, Université de Versailles – Saint-Quentin-en-Yvelines.
- ANCELET, O. (2006). *Etude de l’amorçage et de la propagation des fissures sous chargement cyclique*. Thèse de doctorat, Université de Poitiers.
- ARGENCE, D. (1996). *Endommagements couplés de fatigue et de fluage sous chargement multiaxial*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- BARBIER, G. (2009). *Fatigue biaxiale à grand nombre de cycles : étude expérimentale, endommagement à deux échelles probabilistes*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- BARES, J. (2010). Rapport de stage sur la modélisation par éléments finis cohésifs de l’endommagement par fatigue mécanique et thermique. Rapport technique, CEA, Note interne.
- BASQUIN, O. (1910). The exponential law of endurance tests. *In Proc. ASTM*, volume 10, pages 625–630.
- BATAILLE, A. et MAGNIN, T. (1994). Surface damage accumulation in low-cycle fatigue - physical analysis and numerical modeling. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42:3817–3825.
- BERGONNIER, S., HILD, F. et ROUX, S. (2005). Strain heterogeneities in tension and compression tests on mineral wool samples. *J. Strain Analysis*, 40(2):185–197.
- BESNARD, G., HILD, F. et ROUX, S. (2006). “finite-element” displacement fields analysis from digital images : Application to Portevin–Le Châtelier bands. *Experimental Mechanics*, 46(6):789–803.

- BRAILLARD, O., QUEMERE, P. et LORCH, V. (2007). Thermal fatigue in the mixing tees impacted by turbulent flows at large gap of temperature : the FATHER experiment and the numerical simulation. *In 15th International Conference on Nuclear Engineering, Nagoya, Japan. ICONE15-10805.*
- BRÉCHET, Y., MAGNIN, T. et SORNETTE, D. (1992). The Coffin-Manson law as a consequence of the statistical nature of the LCF surface damage. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(9):2281–2287.
- BUI, H. (1978). *Mécanique de la rupture fragile*. Masson.
- BURT, P., YEN, C. et XU, X. (1982). Local correlation measures for motion analysis : a comparative study. *IEEE CPRIP*, 269:274.
- CHANTIER, I. (2000). *Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : Dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- CHAUVOT, C. et SESTER, M. (2000). Fatigue crack initiation and crystallographic crack growth in an austenitic stainless steel. *Computational Materials Science*, 19:87–96.
- CHU, T., RANSON, W. et SUTTON, M. (1985). Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, 25(3):232–244.
- CIPIÈRE, M. et GOLTRANT, O. (2002). Circuit RRA N4 - incident de Civaux - endommagement par fatigue thermique des tuyauteries situées dans des zones de mélange. *In International Symposium on Contribution of Materials Investigations to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors.*
- COFFIN JR, L. (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Trans. ASME*, 76:931–950.
- CRETEGNY, L. et SAXENA, A. (2001). AFM characterization of the evolution of surface deformation during fatigue in polycrystalline copper. *Acta Materialia*, 49(18):3755–3765.
- CROSSLAND, B. (1970). *The effect of pressure on the fatigue of metals*. Elsevier Publishing Company, pages 299-354.
- CURTIT, F. (2004). Essais intherpol. *In Séminaire CEA-EDF Fatigue Thermique.*
- DANG VAN, K. (1973). Sur la résistance à la fatigue des métaux. *Sciences et techniques de l'armement, Mémorial de l'artillerie française, 3ème fascicule.*
- DANG VAN, K., GRIVEAU, B. et MESSAGE, O. (1989). *On a new multiaxial fatigue limit criterion : theory and application*. Mechanical Engineering Publications, London.
- DECREUSE, P. (2010). *Fissuration en mode mixte I+II non proportionnel : approche expérimentale et modélisation de la plasticité*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.

- DENOUAL, C. (1998). *Approche probabiliste du comportement à l'impact du carbure de silicium : Application aux blindages moyens*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- DENOUAL, C., BARBIER, G. et HILD, F. (1997). A probabilistic approach for fragmentation of brittle materials under dynamic loading. *Comptes Rendus De L'Academie Des Sciences Serie II Fascicule B-Mécanique Physique Astronomie*, 325:685–691.
- DÉPRÉS, C. (2004). *Modélisation physique des stades précurseurs de l'endommagement en fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316L*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble.
- DÉPRÉS, C., ROBERTSON, C. et FIVEL, M. (2006). Low-strain fatigue in 316L steel surface grains : a three dimension discrete dislocation dynamics modelling of the early cycles. Part 2 : Persistent slip markings and micro-crack nucleation. *Philosophical Magazine*, 86:79–97.
- DESRUES, J., LANIER, J. et STUTZ, P. (1985). Localization of the deformation in tests on sand sample. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(4):909–921.
- DOUDARD, C., CALLOCH, S., CUGY, P. et HILD, F. (2005). A probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 28:279–288.
- EL BARTALI, A., AUBIN, V. et DEGALLAIX, S. (2008). Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 31(2):137–151.
- EWING, J. et HUMFREY, J. (1903). The fracture of metals under rapid alterations of stress. *Philosophical Transactions of the Royal Society, A*, 200:241–250.
- FAIDY, C. (2002). La fatigue thermique dans les centrales nucléaires : enseignement du retour d'expérience. *In Proc. of International Symposium on Contribution of Materials Investigations to the resolution of problems encountered in pressurized water reactors*, pages 847–857.
- FATEMI, A. et SOCIE, D. (1988). A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11(3):149–165.
- FEDLICH, B. (1998). A stochastic theory for the problem of multiple surface crack coalescence. *International Journal of Fracture*, 91:23–45.
- FENG, J., BIAN, M. et DANG, Z. (1990). Thermal fatigue under multiaxial stresses. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 13(5):525–534.

- FISSOLO, A., AMIABLE, S., ANCELET, O., MERMAZ, F., STELMASZYK, J., CONSTANTINESCU, A., ROBERTSON, C., VINCENT, L., MAILLOT, V. et BOUCHET, F. (2009). Crack initiation under thermal fatigue : An overview of CEA experience. Part I : Thermal fatigue appears to be more damaging than uniaxial isothermal fatigue. *International Journal of Fatigue*, 31(3):587–600.
- FORSYTH, P. (1961). A two stage process of fatigue crack growth. *Proc. Symp. Crack Propagation*, pages 76–94.
- GERBERICH, W., HARVEY, S., KRAMER, D. et HOEHN, J. (1998). Low and high cycle fatigue—a continuum supported by AFM observations. *Acta Materialia*, 46(14):5007–5021.
- GERLAND, M., ALAIN, R., AIT SAADI, B. et MENDEZ, J. (1997). Low cycle fatigue behaviour in vacuum of a 316L-type austenitic stainless steel between 20 and 600°C—Part II : Dislocation structure evolution and correlation with cyclic behaviour. *Materials Science and Engineering A*, 229(1-2):68–86.
- GOMEZ FONTECHA, G. (2011). Mesures de champs thermomécaniques au cours d’essais de fatigue thermique à grand nombre de cycles. Rapport technique, Rapport de fin d’étude ENSTA.
- GULINO, R. et PHOENIX, S. (1991). Weibull strength statistics for graphite fibres measured from the break progression in a model graphite/glass/epoxy microcomposite. *Journal of Materials Science*, 26(11):3107–3118.
- HADDAR, N. et FISSOLO, A. (2005). 2D simulation of the initiation and propagation of crack array under thermal fatigue. *Nuclear Engineering and Design*, 235(9):945–964.
- HADDAR, N., FISSOLO, A. et MAILLOT, V. (2005). Thermal fatigue crack networks : an computational study. *International Journal of Solids and Structures*, 42(2):771–788.
- 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.
- HARVEY, S., MARSH, P. et GERBERICH, W. (1994). Atomic force microscopy and modeling of fatigue crack initiation in metals. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(10):3493–3502.
- HÉRIPRÉ, E., DEXET, M., CRÉPIN, J., GÉLÉBART, L., ROOS, A., BORNERT, M. et CALDEMAISON, D. (2007). Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials. *International Journal of Plasticity*, 23(9):1512–1539.
- HOSHIDE, T. (2010). Life prediction based on biaxial fatigue crack growth simulated in different microstructures modeled by using Voronoi-polygons. *Procedia Engineering*, 2(1):111–120.

- HOSHIDE, T. et SOCIE, D. (1988). Crack nucleation and growth modeling in biaxial fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 29(3):287–299.
- ITOH, T., SAKANE, M., OHNAMI, M. et SOCIE, D. (1995). Non proportional low cycle fatigue criterion for type 304 stainless steel. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 117:285–293.
- JACQUELIN, B. (1983). *Amorçage des fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- JEULIN, D. (1991). *Modèles morphologiques de structures aléatoires et changement d'échelle*. Thèse d'Etat, Université de Caen.
- KACHANOV, L. (1958). Time of the rupture process under creep conditions. *Isv. Akad. Nauk. SSR. Otd Tekh. Nauk*, 8:26–31.
- KACHANOV, M. (1985). A simple technique of stress analysis in elastic solids with many cracks. *International Journal of Fracture*, 28(1):11–19.
- KACHANOV, M., MONTAGUT, E. et LAURES, J. (1990). Mechanics of crack–microcrack interactions. *Mechanics of Materials*, 10(1-2):59–71.
- KAMAYA, M. et TAHERI, S. (2008). A study on the evolution of crack networks under thermal fatigue loading. *Nuclear Engineering and Design*, 238(9):2147–2154.
- LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G. et COLOMBIER, L. H. (1990). *Les aciers inoxydables*. Ed de physique.
- LE FICHOUX, E. (2011). Présentation et utilisation de cast3m. *ENSTA-LME (<http://www-cast3m.cea.fr>)*.
- LEBON, C., ONIMUS, F., DUPUY, L., VINCENT, L., GELEBART, L., CHIRON, R., CHAUBET, D., BÉCHADE, J. et FEAUGAS, X. (2010). Experimental study and numerical simulation of the plastic deformation of α -zirconium single crystals. In *IV European Congress on Computational Mechanics (ECCM IV) : Solids, Structures and Coupled Problems in Engineering*.
- LECLERC, H., PÉRIÉ, J.-N., ROUX, S. et HILD, F. (2009). Integrated digital image correlation for the identification of mechanical properties. In *MIRAGE*, éditeur : A. Gagalowicz and W. Philipps, LNCS 5496, pages 161–171. Springer, Berlin.
- LEVAILLANT, C. (1984). *Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage : description et interprétation physique des interactions fatigue-fluage-oxydation*. Thèse de doctorat, Université de Compiègne.

- LI, Y. (2012). *Amorçage de fissures en fatigue dans un acier 304L : influence de la microstructure et d'un chargement d'amplitude variable*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris.
- LINDBORG, U. (1969). A statistical model for the linking of microcracks. *Acta Metallurgica*, 17:521–526.
- MA, B. et LAIRD, C. (1989). Overview of fatigue behavior in copper single crystals (parts 1 to 5). *Acta Metallurgica*, 37(2):325–379.
- MAGNIN, T., COUDREUSE, L. et LARDON, J. (1985). A quantitative approach to fatigue damage evolution in FCC and BCC stainless steels : Approche quantitative de l'évolution de défauts de fatigue dans des aciers inoxydables cubiques à faces centrées et cubiques centrés. *Scripta Metallurgica*, 19(12):1487–1490.
- MAILLOT, V. (2003). *Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi 18-09 (AISI 304L)*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille.
- MALÉSYS, N. (2007). *Modélisation probabiliste de la formation de réseaux de fissures en fatigue thermique*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- MALÉSYS, N., VINCENT, L. et HILD, F. (2009). A probabilistic model to predict the formation and propagation of crack networks in thermal fatigue. *International Journal of Fatigue*, 31(3):565–574.
- MAN, J., OBRTLİK, K., BLOCHWITZ, C. et POLAK, J. (2002). Atomic force microscopy of surface relief in individual grains of fatigued 316L austenitic stainless steel. *Acta Materialia*, 50(15):3767–3780.
- MANSON, S. (1953). Behavior of materials under constant thermal stress. *In Heat Transfer Symposium, University of Michigan, Engineering Research Institute*, page 9.
- MARINELLI, M., EL BARTALI, A., SIGNORELLI, J., EVRARD, P., AUBIN, V., ALVAREZ-ARMAS, I. et DEGALLAIX-MOREUIL, S. (2009). Activated slip systems and microcrack path in LCF of a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering : A*, 509(1-2):81–88.
- MCNEILL, S., PETERS, W. et SUTTON, M. (1987). Estimation of stress intensity factor by digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, 28(1):101–112.
- MILLER, K. (1997). The thresholds for crack propagation. *Fatigue and Fracture ASTM STP 1296*, 27:267–286.
- MOTTOT, M. et NOBLECOURT, N. (2001). Etude du comportement en fatigue oligocyclique à 165 et 320°C du 304L (tole T112) pour les faibles niveaux de déformation. Rapport technique, Note technique SRMA 2001-2403.

- MOTTOT, M. et NOBLECOURT, N. (2002). Etude du comportement en fatigue oligocyclique d'aciers de type 304L à 0 et 300°C. Rapport technique, Note technique 2002-2513.
- MUGHRABI, H., ACKERMANN, F. et KERZ, H. (1979). Persistent slip bands in fatigued face-centered and body-centered cubic metals. *Fatigue Mechanisms, ASTM STP*, 675: 69–105.
- MUGHRABI, H., WANG, R., DIFFERT, K. et ESSMAN, U. (1983). Fatigue crack initiation by cyclic slip irreversibilities in high-cycle fatigue. *Fatigue mechanisms : Advances in quantitative measurement of physical damage, ASTM STP*, 811:5–45.
- MURA, T. (1994). A theory of fatigue crack initiation. *Materials Science and Engineering*, A176:61–70.
- MURAKAMI, Y. *et al.* (1987). *Handbook of stress intensity factors*. Pergamon Press, Oxford.
- NADOT, Y., QUOC, H. et HALM, D. (2009). High cycle mechanisms map for C35 steel under complex loading. *In 28e journées de printemps de la SF2M, Paris*.
- OCHI, Y., ISHII, A. et SASAKI, S. (1985). An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 8(4):327–339.
- OROWAN, E. (1939). Theory of the fatigue of metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 171(944):79.
- OSTERSTOCK, S. (2008). *Vers la prédiction de l'apparition de réseaux de fissures en fatigue thermique : influence des paramètres microstructuraux sur la dispersion à l'amorçage*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille.
- PAPADOPOULOS, I. (2001). Long life fatigue under multiaxial loading. *International Journal of Fatigue*, 23(10):839–849.
- PARIS, P. et ERDOGAN, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, 85(4):528–534.
- PARK, J. et NELSON, D. (2000). Evaluation of an energy-based approach and a critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue life. *International Journal of Fatigue*, 22(1):23–39.
- PARKINS, R. et SINGH, P. (1990). Stress corrosion crack coalescence. *Corrosion*, 46(6): 485–499.
- POHL, K., MAYR, P. et MACHERAUCH, E. (1980). Persistent slip bands in the interior of a fatigued low carbon steel. *Scripta Metallurgica*, 14(11):1167–1169.

- POLAK, J. et ZEZULKA, P. (2005). Short crack growth and fatigue life in austenitic-ferritic duplex stainless steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 28(10):923–935.
- PONCELET, M. (2007). *Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- PONCELET, M., BARBIER, G., RAKA, B., COURTIN, S., DESMORAT, R., LE-ROUX, J. et VINCENT, L. (2010a). Biaxial high cycle fatigue of a type 304L stainless steel : Cyclic strains and crack initiation detection by digital image correlation. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 29:810–825.
- PONCELET, M., BARBIER, G., RAKA, B., COURTIN, S., DESMORAT, R., LE-ROUX, J. et VINCENT, L. (2010b). DIC-aided biaxial fatigue tests of a 304L steel. In *ICEM 14–14th International Conference on Experimental Mechanics, Poitiers, France, Edited by Fabrice Brémand ; EPJ Web of Conferences, Volume 6, id. 16002*, volume 6, page 16002.
- PONCELET, M., DOUDARD, C., CALLOCH, S., WEBER, B. et HILD, F. (2010c). Probabilistic multiscale models and measurements of self-heating under multiaxial high cycle fatigue. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58(4):578–593.
- RCC-M (1988). Règles de conception et de construction, filière REP, recueil des règles applicables. Rapport technique, AFCEN.
- ROBERTSON, C. et CHAISE, S. (2007). Effet aggravant d'un chargement thermique et d'une contrainte moyenne sur la tenue en fatigue d'un acier austénitique : rapport final, DMN/SRMA/LC2M/NT/2007-2885/A. Rapport technique, CEA.
- ROBERTSON, C. et FISSOLO, A. (1999). Déformation et endommagement en fatigue thermique à une échelle mésoscopique, NT SRMA 99-2331. Rapport technique, CEA.
- 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, S., HILD, F. et BERTHAUD, Y. (2002). Correlation image velocimetry : a spectral approach. *Applied Optics*, 41(1):108–115.
- RUPIL, J. (2008). Amorçage multiple de fissures en fatigue thermique et mécanique. Rapport technique, CEA, Note technique DMN/SRMA/LC2M/NT/2008-2947/A.
- RUPIL, J., ROUX, S., HILD, F., et VINCENT, L. (2011a). Fatigue microcrack detection with digital image correlation. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 46:492–509.

- RUPIL, J., VINCENT, L. and HILD, F. et ROUX, S. (2011b). Identification and probabilistic modeling of mesocrack initiations in 304L stainless steel. *International Journal for Multiscale Computational Engineering*, 9:445–458.
- SAKANE, M., OHNAMI, M. et SAWADA, M. (1991). Biaxial low cycle fatigue of unaged and aged 1Cr-1Mo-1/4V steels at elevated temperature. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113:244.
- SAUZAY, M., EVRARD, P., STECKMEYER, A. et FERRIÉ, E. (2010). Physically-based modeling of the cyclic macroscopic behaviour of metals. *Procedia Engineering*, 2(1): 531–540.
- SAUZAY, M. et JOURDAN, T. (2006). Polycrystalline microstructure, cubic elasticity, and nucleation of high-cycle fatigue cracks. *International journal of fracture*, 141(3):431–446.
- SCHÜTZ, W. (1996). A history of fatigue 1. *Engineering Fracture Mechanics*, 54(2):263–300.
- SEYEDI, M., TAHERI, S. et HILD, F. (2006). Numerical modeling of crack propagation and shielding effects in a striping network. *Nuclear Engineering and Design*, 236(9): 954–964.
- SEYEDI, S. (2005). *Formation, propagation et coalescence dans un réseau de fissures en fatigue thermique*. Thèse de doctorat, ENS de Cachan.
- SIDOLO (1995). *Simulation et identification de lois de comportement*. Notice d'utilisation.
- SINES, G. et OHGI, G. (1981). Fatigue criteria under combined stresses or strains. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 103:82.
- SMITH, R. (1990). The Versailles railway accident of 1842 and the first research into metal fatigue (retroactive coverage). *Fatigue 90*, pages 2033–2041.
- SUH, C., LEE, J., KANG, Y., AHN, H. et WOO, B. (1992). A simulation of the fatigue crack process in type-304 stainless steel at 538-degrees-c. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 15:671–684.
- SUTTON, M., HELM, J. et BOONE, M. (2001). Experimental study of crack growth in thin sheet 2024-T3 aluminum under tension-torsion loading. *International Journal of Fracture*, 109(3):285–301.
- SUTTON, M., WOLTERS, W., PETERS, W., RANSON, W. et MCNEILL, S. (1983). Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image and Vision Computing*, 1(3):133–139.

- SUTTON, M., ZHAO, W., MCNEILL, S., HELM, J., PIASCIK, R. et RIDDELL, W. (1999). Local crack closure measurements : Development of a measurement system using computer vision and a far-field microscope. *Advances in Fatigue Crack Closure Measurement and Analysis*, pages 145–56.
- TANAKA, K. et MURA, T. (1981). A dislocation model for fatigue crack initiation. *Journal of Applied Mechanics*, 48:97–.
- THE CHERNOBYL FORUM (2006). Chernobyl's legacy : Health, environmental and socio-economic impacts and recommendations to the governments of Belarus, the Russian Federation and Ukraine. Rapport technique, International Atomic Energy Agency.
- VERDIER, M., FIVEL, M. et GROMA, I. (1998). Mesoscopic scale simulation of dislocation dynamics in fcc metals : Principles and applications. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 6:755.
- VINCENT, L. et CHAISE, S. (2010). Synthèse sur les essais de fatigue à faible niveau de chargement réalisés sur un acier inoxydable austénitique entre 2003 et 2009. Rapport technique, CEA Saclay, DEN/DANS/DMN/SRMA/LC2M/NT/2010-3086/A.
- VINCENT, L. et PARADOWSKI, S. (2011). Effet d'une contrainte moyenne de traction sur l'amorçage. ANR AFGRAP, Reunion d'avancement, Poitiers.
- WAGNE, B., ROUX, S. et HILD, F. (2002). Spectral approach to displacement evaluation from image analysis. *European Physical Journal Applied Physics*, 17:247–252.
- WANG, X. et LAMBERT, S. (1995). Stress intensity factors for low aspect ratio semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates subjected to nonuniform stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, 51(4):517–532.
- WANG, Z., ZHANG, Z., LI, X., JIA, W. et LI, S. (2001). Orientation dependence of the cyclic deformation behavior and the role of grain boundaries in fatigue damage in copper crystals. *Materials Science and Engineering A*, 319:63–73.
- WATTRISSE, B., CHRYSOCHOOS, A., MURACCIOLE, J. et NÉMOZ-GAILLARD, M. (2001). Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation. *Experimental Mechanics*, 41(1):29–39.
- WEIBULL, W. (1939). A statistical theory of the strength of materials. *Ingeniörsvetenskapsakademiens Handlingar Nr 151*.
- WEIBULL, W. (1949). A statistical representation of fatigue failures in solids. *Transactions Of The Royal Institute Of Technology*, 27.
- WEIBULL, W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of Applied Mechanics*, pages 293–297.

- WEISS, J. (1992). *Endommagement en viscoplasticité cyclique sous chargement multiaxial à haute température d'un acier inoxydable austénitique*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- WEISS, J. et PINEAU, A. (1993). Continuous and sequential multiaxial low-cycle fatigue damage in 316 stainless steel. *Advance in Multiaxial Fatigue*, pages 183–203.
- WÖHLER, A. (1867). Wöhler's experiments on the strength of metals. *Engineering, August*, 23:160–.
- YAHIAOUI, R. et AIT SAADI, B. (2010). Modélisation de la propagation des fissures courtes en fatigue dans le cas du 316L. *Mécanique & Industries*, 11(5):379–384.
- ZHAI, T., WILKINSON, A. et MARTIN, J. (2000). A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries. *Acta Materialia*, 48:4917–4927.