

Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage HAYNES® 188

Mariem Trabelsi

▶ **To cite this version:**

Mariem Trabelsi. Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage HAYNES® 188. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2019. Français. ⟨NNT : 2019PSLEM952⟩. ⟨tel-02515963v2⟩

HAL Id: tel-02515963

https://pastel.hal.science/tel-02515963v2

Submitted on 23 Mar 2020

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.



HAL Authorization

PSL UNIVERSITÉ PARIS

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à MINES ParisTech

Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage HAYNES® 188

Soutenue par

Mariem TRABELSI

Le 28/11/2019

École doctorale n°621

Ingénierie des Systèmes, Matériaux, Mécanique, Énergétique

Spécialité

Mécanique

Composition du jury :

M. Eric Charkaluk Directeur de Recherche, École Polytechnique	*Président*
Mme. Catherine Gardin Professeure, ENSMA Poitiers	*Rapporteure*
M. Thierry Palin-Luc Professeur, I2M / Arts et Métiers ParisTech	*Rapporteur*
M. Nader Haddar Maître de Conférences HDR, ENI Sfax	*Examinateur*
M. Vincent Chiaruttini Ingénieur de Recherche, l'Onera	*Examinateur*
M. François Comte Ingénieur, Safran Aircraft Engines	*Invité*
M. Vincent Maurel Maître de Recherche, MINES ParisTech	*Directeur de Thèse*
M. Alain Köster Ingénieur de Recherche, ARMINES	*Co-Directeur de Thèse*

MINES ParisTech | PSL

Propagation de fissures en fatigue oligocyclique multiaxiale à haute température pour le superalliage HAYNES® 188

Mariem TRABELSI

28/11/2019

”Permettez-moi de vous révéler le secret qui m’a conduit à atteindre mon but. Ma force repose uniquement sur ma ténacité.”

Louis Pasteur

Remerciements

Le travail présenté dans ce manuscrit a été effectué au Centre des Matériaux Mines ParisTech, dans le cadre du projet ANR SEMAFOR (ANR-14-CE07-0037) en partenariat avec l'ONERA, LMT Cachan et Safran.

Je souhaite tout d'abord remercier les membres du jury qui m'ont fait l'honneur d'évaluer l'ensemble de mes travaux. Un grand merci à Eric Charkaluk, Catherine Gardin, Thierry Palin-Luc, Nader Haddar, Vincent Chiaruttini et François Comte. Merci pour l'intérêt que vous avez porté à cette étude et pour la qualité de vos questions et remarques qui ont enrichi la discussion lors de ma soutenance.

Je tiens à remercier très chaleureusement mon directeur de thèse Vincent Maurel pour son suivi, sa disponibilité et sa bonne humeur. J'adresse également mes remerciements les plus distingués à mon co-directeur de thèse Alain Köster pour son aide et son encouragement tant scientifiques que personnels. Merci pour votre confiance et vos conseils précieux.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à tous mes enseignants en Tunisie qui m'ont suivi et bien encadrée durant toutes mes années d'études aux : "Jardin Repos des Enfant", l'école primaire "Baghdad", le collège "15 Octobre", Lycée "Magida Boulila", Prépa IPEIS et l'ENI Sfax.

En arrivant en France, je suis tombée dans de bonnes mains : les membres de l'équipe LISN au Cea Saclay qui m'ont très bien accueillie et m'ont beaucoup aidée sur tous les plans. Leur support ne s'est pas arrêté avec la fin de mon stage, ils m'ont cependant bien soutenue du début de ma thèse jusqu'à la soutenance où ils étaient à mes côtés. Merci beaucoup Olivier, Cécile, Grég, Arnaud "ChouChou", Foufette, Soumaya, Cédric, Thierry ... Merci à Olivier, Soumaya et Arnaud de m'avoir offert la chance et de m'avoir donné confiance pour la nouvelle opportunité.

J'adresse toute ma reconnaissance au personnel du CdM qui ont contribué de près ou de loin à cette réussite : les premières formations à mon arrivée au laboratoire (Jean-Dominique, Fabrice, Maria, Yann Auriac, Lynh-Thy, Antoine, Kevin Barrière, Gérard Brabant, Stéphanie Dang, Abdennour, ...), l'accueil chaleureux de Catherine Rouil tous les matins, l'efficacité de l'usinage de mes éprouvettes par les "super-héros" de l'atelier (Réné Cluzet, Frédérique Coutard, Vasco Cabral-Lopes et Christophe Meurin), les aides sur les essais complexes à haute température (Sylvain, Mathieu Rambaudon et Jonathan Schneider), les conseils scientifiques et les discussions riches avec les responsables scientifiques (Djamel Missoum-Benziane, Lucien, Yazid Madi, Thilo, Jacques Besson, André Pineau, Jérôme Crépin, Marie-Hélène Berger, Loïc Nazé, Mathieu Mazière, Samuel Forest, Basile, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, ...) et l'aide précieuse de l'aimable équipe administrative

essentiellement Véronique Matos qui m'a beaucoup aidée sur les démarches du début à la fin de cette aventure. Je tiens à présenter mes profonds remerciements à : Saro pour ta gentillesse, Zack pour ta bonne humeur, Kays pour ta patience et tes conseils avisés et constants, Farida pour ton épaulement aux plus durs moments et pour les belles discussions dans la navette et autour d'un bon café au bureau, Vladimir pour ta confiance et ton aide sur l'EBSD et le MEB, Sylvain pour ton efficacité et ton support du début à la fin, la petite Lyliat pour nos pauses gourmandes, nos belles discussions et ton aide sur le profilo.

La vie d'un doctorant au CdM est spéciale grâce à la famille des doctorants et stagiaires. Un grand merci aux anciens doctorants PAP, Hélène Sapardanis, Quentin R, François Rasselet, Hicham, Hiba Fekiri, Hiba Bargaoui, Manon Abecassis pour vos conseils et votre sympathie. Merci à mes collègues de promo : Fang LU , Moubine Al-Kotob , Ahmed Chaieb, William Hilth , Louise Briez , Raphael Cusset , Liliana Moniz , Juan-Manuel Garcia. J'avais de la chance d'être un membre de cette famille avec laquelle j'ai partagé mon quotidien durant ces années : les discussions de midi et de la pause café, les échanges culturel et scientifique, l'entraide sur les essais / calculs ...

Je m'adresse à mes co-bureaux #B102 avec qui j'ai partagé beaucoup de beaux moments et d'aventures. Merci à Vincent Huleux , Lenny Jacquinot , LauraNNe Finet et Robin Malick pour votre attention, écoute, sympathie et gentillesse. J'ai appris beaucoup de choses "françaises" grâce à vous. Vous étiez là pour moi pendant la dernière période, votre support quotidien (même par Texto quand je ne suis pas au labo) m'a aidé à ne pas oublier mon objectif final. Vous allez trop me manquer.

Je présente mes vifs remerciements et gratitude à mes amies qui m'ont soutenue (chacune de sa manière) durant ma thèse. Merci à mes amies qui sont installées à Paris : merci Taous pour ton soutien moral et tes conseils, merci Mouna pour tes belles visites et tes bons repas, merci Olfa pour ton encouragement durant la dernière année de thèse et pour la bonne humeur partagée avec toi et Bébé Lyne, merci Hayat pour tout ce qu'on a partagé comme aventures merveilleuses et pour ton écoute et nos découvertes culinaires. Mille merci Soumaya pour tout ce que tu as fait pour moi durant ces dernières années tu étais toujours à mes côtés aux moments joyeux et aux moments tristes.

Mes amies installées en Tunisie m'ont en revanche beaucoup soutenue et épaulée malgré la distance. Je remercie particulièrement ma copine d'enfance Nesrine pour ton énergie positive, ta folie et ta bonne humeur, et ma très chère copine Nedia qui est mon refuge inconditionnel et qui est présente au quotidien de ma vie depuis de longues années. J'en profite pour remercier sa maman et son mari et bien-sûr sa petite fille Kenza pour leur encouragement et hospitalité.

Je remercie bien évidemment ma famille : mes parents, ma soeur Zeineb et mon frère Ahmed qui m'ont soutenue durant ces dernières années malgré la distance. Merci maman pour tes sacrifices et ta confiance durant toutes mes années d'études depuis l'école maternelle, tu m'as appris à bien faire les choses et à persévérer afin d'atteindre mes objectifs. Merci à ma tante Amel pour ta tendresse et ta générosité qui embellissaient mes journées de vacances à Sfax. Merci à mes grands-parents pour vos prières et amour, en particulier Ommima à toi je dois ce que je suis. Merci mes oncles, mes tantes et mes cousin(e)s pour vos encouragements et support.

Un grand merci à tous les membres de ma belle famille pour leurs efforts et hospitalité pour faire de mes vacances à Sfax un très bon séjour : vous avez assuré pendant ces années

à me gâter et me recharger d'énergie positive et de la bonne bouffe sfaxienne avant chaque retour à Paris. Merci tata pour tes prières et ton amour. Merci Sirine, Nahla et Hiba pour vos encouragements et d'avoir partagé avec moi les bons moments et cérémonies de famille que je ratais systématiquement. Merci Abdessattar pour ton hospitalité et pour les bons plats et gourmandises. Merci Khalto pour ta générosité. Merci Nounou, Nayno, Nayso, Nawara et Alloun pour tout moment de folie et d'innocence partagé avec vous.

Et enfin, un simple merci n'est pas suffisant pour exprimer à mon mari Saher ma gratitude et ma reconnaissance. Nous avons pu dépasser ensemble, malgré la distance, les obstacles et les moments les plus difficiles. Notre amour, notre patience illimitée, notre persévérance nous ont permis de tenir jusqu'au bout de cette aventure et de la bien clôturer. Et nous voilà enfin réunis !

Table des matières

Table des figures **xiii**

Liste des tableaux **xxv**

Introduction générale **1**

Chapitre 1 Éléments de bibliographie **7**

1.1 Généralités sur la mécanique linéaire de la rupture 8
1.1.1 Modes de rupture 8
1.1.2 Expression des champs mécaniques 9
1.1.3 Critères de bifurcation de fissure 11
1.1.3.A Critère de Maximum Tangential Stress (MTS) ou critère de Erdogan et Sih 11
1.1.3.B Critère de la densité locale maximale d'énergie (SED) 11
1.1.3.C Critère de G-θ max 12
1.1.3.D Critère de "symétrie locale" 12
1.1.3.E Critère de Hourlier et Pineau 12
1.1.3.F Critères MTS et MTSR 13
1.2 Propagation de fissure par fatigue 13
1.3 Modèles en fatigue oligocyclique 16
1.3.1 Modèles de calcul de la durée de vie 16
1.3.2 Modèles en vitesse de propagation de fissure 21
1.3.2.A Modèle de Tomkins 21
1.3.2.B Modèles reposant sur l'intégrale J 22
1.3.2.C Modèle basé sur ΔCTOD 24
1.3.2.D Approche énergétique : critère de [Maurel *et al.*, 2009] en propagation 25
1.4 Le superalliage HAYNES® 188 28
1.4.1 Présentation du HAYNES® 188 28
1.4.2 Comportement mécanique du HAYNES® 188 à haute température . 32
1.4.2.A En condition de fatigue 33
1.4.2.B Propagation de fissure sous chargement de fatigue 39
1.5 Moyens d'essais en conditions de fatigue multiaxiale 43

1.6 Synthèse 51

Chapitre 2 Fissuration en conditions de fatigue uniaxiale à haute température 55

2.1 Méthodologie expérimentale 57
2.1.1 Dispositif expérimental et principe de l'essai 57
2.1.2 Principe de mesure de la longueur de fissure 60
2.1.3 Conditions et chargement 61
2.2 Comportement et propagation en fatigue en conditions de plasticité généralisée 62
2.2.1 Évolution du comportement macroscopique 62
2.2.2 Analyse de la durée de vie 64
2.2.3 Propagation de fissure 66
2.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure 67
2.3.1 Amorçage et propagation de fissure 68
2.3.1.A Amorçage de fissure 68
2.3.1.B Orientation de la fissure principale 73
2.3.1.C Effet de la température sur la surface de fissure à $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0{,}125$ % 73
2.3.2 Déversement de fissure 74
2.3.3 Analyse du sillage plastique 78
2.3.3.A Rugosité de surface 78
2.3.3.B Analyse d'images 81
2.4 Mécanismes de propagation 82
2.4.1 Micro-fissures 82
2.4.2 Analyse de la surface de propagation de fissure par EBSD 85
2.4.3 Observations fractographiques 90
2.5 Synthèse 96

Chapitre 3 Développement d'un banc d'essai de fatigue biaxiale à haute température 99

3.1 Géométrie des éprouvettes 101
3.2 Dispositif expérimental de fatigue biaxiale 102
3.2.1 Machine biaxiale coplanaire 102
3.2.2 Montage de capteurs LVDT 103
3.2.3 Suivi de la propagation de fissure *in situ* par microscopie optique numérique 104
3.3 Conception d'un système de chauffage 106
3.3.1 Système de chauffage existant 107
3.3.2 Système de chauffage proposé : conception et réalisation d'un inducteur de type *pancake* à 3 spires 109
3.3.2.A Géométrie proposée de l'inducteur 109
3.3.2.B Résultats : Champ thermique issu de l'inducteur *pancake* à 3 spires 111
3.3.3 Inducteur *pancake* à 3 spires modifié 113
3.3.3.A Géométrie modifiée de l'inducteur *pancake* à 3 spires 113
3.3.3.B Résultats : champ thermique associé 113

3.3.3.C Suivi de la température au cours du chargement par des thermocouples et à l'aide de l'inducteur à 3 spires modifié . 116
3.3.4 Inducteur *pancake* à 4 spires 121
3.3.4.A Géométrie de l'inducteur *pancake* à 4 spires 121
3.3.4.B Suivi de la température pendant le chargement à l'aide de l'inducteur à 4 spires 122
3.3.5 Discussions et récapitulatif sur l'étude thermique 126
3.4 Essai de fatigue biaxiale à haute température 130
3.4.1 Taux de biaxialité 130
3.4.2 Principe de la méthode expérimentale 131
3.4.3 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette plate 132
3.4.4 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette avec cuvette 139
3.5 Mesure du champs de déplacement par suivi de marqueurs au voisinage de la fissure 141
3.5.1 Principe de la méthode 142
3.5.2 Résultats 143
3.6 Principe de mesure de la longueur de fissure et de la vitesse de fissuration . . 150
3.7 Synthèse 153

Chapitre 4 Caractérisation de la propagation de fissure en conditions de fatigue biaxiale à haute température 157

4.1 Conditions de chargement 159
4.1.1 Conditions de chargement appliquées en effort imposé : essai SB01 . . 159
4.1.2 Conditions de chargement appliquées à LVDT imposé : essai SB03 . . 160
4.2 Propagation et vitesse de propagation de fissures 161
4.2.1 Propagation de fissure à effort imposé : essai SB01 161
4.2.2 Propagation de fissure à LVDT imposé : essai SB03 163
4.2.3 Synthèse des essais 165
4.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure 169
4.3.1 Amorçage et propagation de fissure 169
4.3.1.A Essai à effort imposé : SB01 169
4.3.1.B Essai à LVDT imposé : SB03 173
4.3.1.C Analyse de l'ouverture de fissure 176
4.3.1.D Synthèse des essais 177
4.3.2 Bifurcation de fissure 181
4.3.3 Déversement de fissure 184
4.3.4 Effet de la fissuration sur l'état de surface : mesure de la surface de fissure par profilomètrie 3D 187
4.3.5 Fissures face inducteur et face observée 189
4.4 Mécanismes de propagation de fissure 192
4.4.1 Observations en surface 192
4.4.1.A Analyse de la surface de propagation par EBSD 192
4.4.1.B Effet de l'exposition à haute température sur la surface de l'éprouvette 195
4.4.2 Observations fractographique 197

4.4.2.A Observations fractographiques de l'éprouvette SB01 197
4.4.2.B Observations fractographiques de l'éprouvette SB03 203
4.5 Synthèse 208

Chapitre 5 Modélisation de la fissuration à haute température en plasticité généralisée 213

5.1 Propagation de fissure en conditions uniaxiales 215
5.1.1 Modélisation du comportement 215
5.1.2 Post-processeur sans insertion de fissure 215
5.1.3 Méthodes éléments finis pour la propagation de fissure 220
5.1.3.A Hypothèses et méthodes 220
5.1.3.B Modélisation des essais réalisés sur éprouvettes SENT . . . 223
5.1.3.C Champs de déformation et de contrainte 224
5.1.4 Modèles de propagation avec remaillage 225
5.1.4.A Évolution de G, We et Wp 225
5.1.4.B Analyse par G seul 226
5.1.4.C Lois de propagation par sommation 227
5.2 Analyse des sollicitations thermiques et mécaniques en conditions multiaxiales 232
5.2.1 Champ thermique 232
5.2.2 Première approche éprouvette "complète" 234
5.2.2.A Maillage 235
5.2.2.B Conditions aux limites et chargements 236
5.2.2.C Champs mécaniques à proximité de l'entaille 238
5.2.3 Deuxième approche éprouvette "réduite" 243
5.2.3.A Maillage 243
5.2.3.B Conditions aux limites et chargements 244
5.2.3.C Champs mécaniques à proximité de l'entaille 245
5.2.3.D Influence du champ thermique numérique sur le calcul . . . 250
5.3 Propagation de fissure en conditions multiaxiales 253
5.3.1 Résultats : modèle sans propagation de fissure 253
5.3.1.A Énergies et vitesse de propagation de fissure : cas des essais modélisés avec un maillage complet 254
5.3.1.B Énergies et vitesse de propagation de fissure : cas de SB08 . 257
5.3.2 Influence du champ de température sur la vitesse de propagation de fissure 259
5.3.3 Propagation de fissure et remaillage 261
5.3.3.A Évolution des champs mécaniques et des énergies en cours de propagation de fissure 262
5.3.3.B Vitesse de propagation de fissure pour les différents modèles 265
5.3.4 Modèle basé sur le taux de restitution d'énergie 266
5.4 Synthèse 268

x

Conclusion Générale **273**

Conclusions 273
Perspectives 275

Annexe A **279**

Annexe B **281**

Annexe C **287**

Annexe D **290**

Annexe E **303**

Annexe F **305**

Annexe G **307**

Annexe H **313**

Annexe I **319**

Annexe J **321**

Bibliographie **323**

Table des figures

xii

Table des figures

0.1 Chambre de combustion [Wang, 2013] 2
0.2 Structuration du projet SEMAFOR (ANR-14-CE07-0037) [Chiaruttini *et al.*, 2016] 3

1.1 (a) Repère local attaché à la pointe de fissure et (b) les trois modes élémentaires de fissuration en mécanique de la rupture 8
1.2 Représentation du diagramme de [Wöhler, 1858] 14
1.3 Mécanismes de propagation de fissure [Laird, 1967, Neumann, 1969] (a)-(b) Ouverture élastique de fissure, (c) Émoussement plastique, (d) Retour élastique, (e) Fermeture puis propagation de la fissure 15
1.4 Représentation schématique de la vitesse de propagation d'une fissure da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK [Bathias et Baïlon, 1997] 16
1.5 Modèle de durée de vie en fatigue [Manson, 1965] 17
1.6 Modélisation des essais en fatigue oligocyclique [Koh, 2002] 19
1.7 Durées de vie expérimentales et calculées pour une fonte SiMo et pour un alliage d'aluminium A356 [Charkaluk et Constantinescu, 2004] 20
1.8 Schéma de définition de l'intégrale de contour J 22
1.9 Déformation plastique équivalente en pointe de fissure (a) en plasticité généralisée et (b) pour une fissure plus longue [Ochensberger et Kolednik, 2015] 24
1.10 Schématisation des énergies ΔW_e et ΔW_p dans le cas uniaxial [Xia *et al.*, 1996, Ellyin et Xia, 1993] 26
1.11 Comparaison entre l'expérimental et le modèle pour différents niveaux de déformations (a) évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre du cycle et (b) évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure [Maurel *et al.*, 2009] 27
1.12 Calage des vitesses de propagation de fissure sur la base des énergies expérimentales [Fontanet, 2015] 28
1.13 Microstructure du HAYNES® 188 [Lee *et al.*, 2008] 30
1.14 Effet de l'exposition sous air à 820 °C sur la masse surfacique des échantillons en HAYNES® 188 [Whittenberger, 1993] 31
1.15 Effet de l'exposition sous air à 820 °C sur la microstructure du HAYNES® 188 (a) à l'état brut, (b) 4900 h, (c) 10 000 h et (d) 22 500 h [Whittenberger, 1993] 31

1.16 Schéma de mesure de l'épaisseur de la surface affectée par l'oxydation [Haynesintl,] 32
1.17 Propriétés mécaniques du HAYNES® 188 allant de la température ambiante jusqu'à 1000 °C pour des (a) essais de traction et des (b) essais Charpy [Haynesintl,] 33
1.18 Évolution de la contrainte nominale au pic de traction en fonction du nombre de cycles pour les essais isothermes pour une vitesse de déformation de (a) 10^{-4} s^{-1} et (b) 10^{-3} s^{-1} [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] 34
1.19 Courbes d'hystérésis $\sigma(\varepsilon)$ à 400 °C (a) $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-4}$ s^{-1} [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] et (b) $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-3}$ s^{-1} [Rao *et al.*, 1997] 35
1.20 Schématisation de σ_{max} en fonction du nombre de cycles pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$= 0.4 %, R_ε= -1, $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-4}$ s^{-1} et $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-3}$ s^{-1} (a) à 300 °C et (b) à 550 °C [Rao *et al.*, 1997] 35
1.21 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles (a) à 816 °C et à (b) 927 °C [Chen *et al.*, 2001] 36
1.22 Représentation de type Manson-Coffin des essais de fatigue conduits sur le HAYNES® 188 (a) à 816 °C [Lee *et al.*, 2009], (b) à 927 °C [Lee *et al.*, 2009] et (c) à 816 °C et à 927 °C [Chen *et al.*, 2001] 38
1.23 Faciès de propagation de fissure du HAYNES® 188 à 816 °C (a) sans temps de maintien, $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$= 0.35 % et (b) avec 60 minutes de maintien en traction, $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$= 0.5 % [Lee *et al.*, 2009] 39
1.24 Influence de la température et de la fréquence séquentielle sur la vitesse de propagation de fissure à température ambiante [Ohmura *et al.*, 1973] 41
1.25 Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK (a) à 600 °C, (b) à 871 °C et (c) en fonction de la fréquence [Ohmura *et al.*, 1973] 41
1.26 (a) Évolution de la longueur de fissure a en fonction du nombre de cycles et (b) évolution de la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de a [Salgado Goncalves, 2013] 42
1.27 Dispositif expérimental multiaxial [Zouani *et al.*, 1996, Zouani *et al.*, 1999] . . 43
1.28 (a) Face avant et (b) face arrière de l'éprouvette biaxiale montée sur (c) le dispositif expérimental de [Koutiri *et al.*, 2013] 44
1.29 (a) Montage et (b) éprouvette FABIME2 et (c) chargement appliqué [Bradai, 2014] 45
1.30 (a) Géométrie de l'éprouvette cruciforme, (b) rosettes placée en surface et (c) montage expérimental [Barbier, 2009] 46
1.31 (a) Dispositif expérimental, (b) géométrie de l'éprouvette, (c) mesure de déformation par extensomètre spécifique à haute température et (d) mesure thermique par thermographie [Samir *et al.*, 2006, Cui *et al.*, 2013] 47
1.32 (a) Dispositif expérimental, (b) mesure de déformation par extensomètre spécifique à haute température et chauffage par induction et (c) géométrie de l'éprouvette [Kulawinski *et al.*, 2015] 48
1.33 (a) Champ thermique, (b) profils associés au champ thermique mesuré par thermographie [Kulawinski *et al.*, 2014] 49
1.34 Géométrie de l'éprouvette cruciforme [Abecassis, 2017] 50

2.1 Géométrie de l'éprouvette uniaxiale SENT 57
2.2 (a) Système de suivi de fissure par microscopie optique numérique, (b) machine de traction Instron et (c) partie commande de température et du suiveur électrique de fissure [Fontanet, 2015] 58
2.3 Détails (a) du four à lampes halogènes et (b) du montage de l'éprouvette sur la machine [Fontanet, 2015] 59
2.4 Schéma synoptique du déroulement d'un essai uniaxial de fatigue à déformation imposée à haute température [Benjamaa, 2017] 60
2.5 Schéma de mesure de la longueur de fissure sur éprouvette uniaxiale SENT . 61
2.6 Boucles σ (ε) des essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017] 63
2.7 Boucles σ (ε) des essais uniaxiaux à T = 900 °C [Fontanet, 2015] 63
2.8 Représentation de Manson-Coffin pour les essais conduits en fatigue uniaxiale dans cette étude et dans l'étude de [Lee *et al.*, 2009] 65
2.9 Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017] et à T = 900 °C [Fontanet, 2015] 66
2.10 Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du nombre de la longueur de fissure pour les essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017] et T = 900 °C [Fontanet, 2015] 67
2.11 Chemins de fissure à la fin des essais (a) PG09, (b) PG01 et (c) PG05 à T = 900 °C 69
2.12 Chemins de fissure à la fin des essais (a) SU03 à T = 800 °C et (b) PG08 à T = 900 °C 69
2.13 Fissure principale de l'éprouvette PG01 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 % , R $_\varepsilon$ = 0, observée au MEB (a) amorçage et première phase de propagation de fissure et (b) à mi-parcours de la propagation de la fissure 70
2.14 PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 % , R $_\varepsilon$ = -1, à T = 900 °C, observée au MEB (a) chemin de fissuration total, (b) en pointe de fissure, (c) détail de bifurcation et (d) amorçage multiple de fissures 71
2.15 PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ =0,45 % , R $_\varepsilon$ = 0, à T = 900 °C, observée au MEB (a) amorçage multiple de fissures et (b) pointe de fissure 71
2.16 PG03 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,5 % , R $_\varepsilon$ = -1, à T = 900 °C, observée au MEB (a) amorçage et (b) en pointe de fissure 72
2.17 Chemins de fissure à la fin de l'essai SU02 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,143 % ; R $_\varepsilon$ = 0 ; T = 800 °C 72
2.18 Chemins de fissure à la fin de l'essai SU04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,375 % ; R $_\varepsilon$ = 0 ; T = 800 °C 73
2.19 Observation au Keyence de (a) la face avant, (b) la face arrière et (c) du faciès de propagation de PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % ; R_ε= -1 ; T = 900 °C 74
2.20 Observation au Keyence de (a) la face avant, (b) la face arrière et (c) du faciès de propagation de PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C 75
2.21 (a) Mesures d'altitude par profilomètrie du faciès de propagation et (b) son évolution sur différents profils de PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % ; R_ε= -1 ; T = 900 °C . 76
2.22 (a) Mesures d'altitude par profilomètrie du faciès de propagation et (b) son évolution sur différents profils de PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C . . 77
2.23 Profils tracés perpendiculairement aux faces (a) de PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C et (b) de PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % ; R_ε= -1 ; T = 900 °C 78

2.24 (a) Schéma de mesure de l'angle de déversement et (b) évolution de l'angle de déversement en fonction de la déformation imposée 78
2.25 Mesure de la rugosité de surface sur les deux faces de chaque éprouvette . . . 80
2.26 Mesures du sillage plastique sur la surface de fissuration 81
2.27 Schéma de mesure du sillage plastique sur la surface de fissuration 82
2.28 PG05 : suivi de la propagation de fissure, ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0, T = 900 °C) 83
2.29 PG01 : suivi d'un réseaux de micro-fissures observés en pointe de fissure lors de la propagation entre le 248 ème (a) au 256 ème cycles (i) [Maurel *et al.*, 2017] 84
2.30 Cartographies EBSD dans trois zones proches de fissures secondaires (a) Zone (2), (b) Zone (3) et (c) Zone (4) sur PG08 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.125 % à R_ε = 0, T = 900 °C) 86
2.31 Désorientation moyenne interne dans (a) la zone (1) éloignée de la fissure principale et (b) la zone proche de la fissure secondaire (4) sur PG08 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.125 % à R_ε = 0, T = 900 °C) 86
2.32 Cartographie EBSD de la zone (1) éloignée de la fissure pour PG01 (a) figure de pôle inverse et (b) joints de grains et joints de macles 88
2.33 Cartographie de pôle inverse réalisée par EBSD de la zone (1) éloignée de la fissure pour PG08 88
2.34 Évolution de la désorientation des macles par rapport aux grains de la matrice selon la direction à mi-longueur des cartographies EBSD effectuées sur des zones éloignées de la fissure (a) PG01 et (b) PG08 dans la zone (1) 89
2.35 Évolution de la désorientation des macles par rapport au grain-mère de la matrice de la cartographie EBSD de PG08 dans la zone (4) au voisinage d'une fissure secondaire 89
2.36 Histogrammes de la répartition de la taille des grains pour les cartographies EBDSD effectuées sur PG01 et PG08 90
2.37 Observation des faciès de fissuration des éprouvettes SENT (a) PG01 et (b) PG04 92
2.38 (a) Observation du faciès PG01 ; (b) amorçage et début de propagation ; (c) fin de propagation en pointe de fissure 93
2.39 (a) Observation de l'amorçage et début de propagation de la fissure, (b) à mi-parcours de propagation et (c) vers la fin de l'essai PG04 94
2.40 Détail de la zone du front de fissure sur le faciès PG01 observé au MEB . . . 95
2.41 Observation du faciès PG05 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C) au MEB . . . 95

3.1 (a) Géométrie de l'éprouvette biaxiale plate, (b) zoom sur l'entaille, (c) géométrie de l'éprouvette biaxiale avec cuvette et (d) détail de la cuvette en épaisseur 101
3.2 (a) Machine de fatigue biaxiale coplanaire INSTRON 8800, (b) définition des axes de sollicitation 103
3.3 (a) Montage et (b) position des capteurs LVDT 104
3.4 Observation *in situ* de la fissuration 105
3.5 Programmation du trigger pour la prise d'images 105
3.6 Zones d'intérêt pour le chauffage de l'éprouvette 106
3.7 (a) Face avant : enregistrement du champ thermique par thermographie infrarouge et (b) Face arrière : système de chauffage par induction 108

3.8 Système de chauffage par induction existant (a) inducteur en cuivre cintré et (b) champ thermique associé 108
3.9 (a) Champ thermique enregistré par thermographie infrarouge, (b) profils extraits selon deux directions 109
3.10 Plan de conception de l'inducteur *pancake* à 3 spires 110
3.11 Inducteur pancake à 3 spires obtenu par fabrication additive (LBM) à partir de la poudre 316L et monté face à la face arrière de l'éprouvette pour la chauffer 111
3.12 (a) Champ thermique obtenu à l'aide de l'inducteur *pancake* à 3 spires, (b) mesuré par Thermographie Infrarouge et (b) profils des champs thermiques associé au tube cintré en cuivre (en bleu) et à l'inducteur *pancake* à 3 spires (en rouge) 112
3.13 Plan de conception de l'inducteur *pancake* à 3 spires modifié 113
3.14 Chauffage à l'aide de l'inducteur pancake à 3 spires modifié (a) de l'éprouvette SB03 et (b) de l'éprouvette SB06 114
3.15 (a) Champ thermique issu de l'inducteur pancake à 3 spires modifié de SB03 enregistré par thermographie infrarouge, (b) comparaison des profils extraits selon l'axe x des deux inducteurs *pancake* et (c) profil de température extrait selon la direction de propagation de la fissure à partir du champ thermique obtenu par l'inducteur pancake à 3 spires modifié de SB03 115
3.16 Positions des thermocouples sur (a) la face avant et (b) la face arrière de l'éprouvette SB06 116
3.17 Profils de température enregistrée par les thermocouples sur les faces (a) avant et (b) arrière de l'éprouvette pendant l'essai SB06 118
3.18 (a) champ thermique enregistré par caméra infrarouge avant l'essai SB06 et profils extraits (b) selon D, (c) selon D', (d) selon x et (e) selon y 119
3.19 (a) champ thermique enregistré par caméra infrarouge en fin d'essai SB06 et profils extraits (b) selon D, (c) selon D', (d) selon x et (e) selon y 120
3.20 Plan de conception de l'inducteur *pancake* à 4 spires 121
3.21 Montage conçu et fabriqué pour la mise en place de l'inducteur à 4 spires . . 122
3.22 Chauffage de l'éprouvette SB08 à l'aide de l'inducteur à 4 spires 123
3.23 Champs de température enregistrés par thermographie infrarouge - SB08 . . 124
3.24 Évolution de la température selon l'axe x(mm) - SB08 125
3.25 Évolution de la température selon la direction de propagation de fissure - SB08 126
3.26 (a) T=1 Equibiaxialité et (b,c) T≠1 Cisaillement 130
3.27 Efforts imposés des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01 (la flèche verticale indique les changements de séquence) 133
3.28 Déplacements mesurés par les vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01 . 133
3.29 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01 134
3.30 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) des vérins (a) A2 et (b) B2 pour quelques cycles de l'essai SB01 134
3.31 Déplacements mesurés par les vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB02 . 135
3.32 Efforts sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03 136
3.33 Déplacements LVDT sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03 136
3.34 Déplacements (U) sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03 137

3.35 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT sur les axes (a) A et (b) B pendant les cycles au début et à la fin de chaque séquence de l'essai SB03 138
3.36 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) sur les axes (a) A et (b) B pendant les cycles au début et à la fin de chaque séquence de l'essai SB03 138
3.37 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB06 139
3.38 Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT sur les axes A et B pendant l'essai SB05 141
3.39 Positions des marqueurs sur l'éprouvette 142
3.40 Évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la première séquence de SB08 144
3.41 Évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la deuxième séquence de SB08 145
3.42 Mesures des déformations sur différentes zones de l'éprouvette 147
3.43 Évolution des déformations mesurées sur l'éprouvette SB08 pendant la première séquence à effort imposé en équibiaxial : par les marqueurs à 30 mm, 50 mm et 70 mm (a) selon l'axe A et (b) selon l'axe B, dans les bras de l'éprouvette (c) selon l'axe A et (d) selon l'axe B et superposition des déformations mesurées aux bras et au centre de l'éprouvette selon les axes (e) A et (f) B 148
3.44 Évolution des déformations mesurées sur l'éprouvette SB08 pendant la troisième séquence à déplacement LVDT imposé en cisaillement macroscopique : par les marqueurs à 30 mm, 50 mm et 70 mm (a) selon l'axe A et (b) selon l'axe B, dans les bras de l'éprouvette (c) selon l'axe A et (d) selon l'axe B et superposition des déformations mesurées aux bras et au centre de l'éprouvette selon les axes (e) A et (f) B 149
3.45 Schéma de mesure de la longueur de fissure sur une éprouvette cruciforme . . 150
3.46 Influence de la valeur de l'incrément Δa sur l'évolution de la vitesse de propagation de fissure pour les essais (a) SB02, (b) SB03 et (c) SB04 152

4.1 Schéma du chargement imposé pendant l'essai SB01 159
4.2 Schéma du chargement imposé pendant l'essai SB03 160
4.3 Évolution de la longueur de la fissure propagée a_{fiss} en fonction du nombre de cycles N pour l'essai SB01 162
4.4 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB01 163
4.5 Évolution de la longueur de fissure propagée a_{fiss} en fonction du nombre de cycles N pour l'essai SB03 164
4.6 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB03 165
4.7 Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais biaxiaux 167
4.8 Évolution de la vitesse de propagation de fissure $\frac{da}{dN}$ en fonction de la longueur totale moyenne de fissure (a_{tot}) pour les essais biaxiaux 168

xviii

4.9 Comparaison des vitesses de propagation de fissure pour les essais uniaxiaux et biaxiaux 169
4.10 Observation *in situ* de la propagation de fissure (a) à l'amorçage, (b) à la fin de la première séquence et (c) à la fin de l'essai SB01 170
4.11 (a) évolution de la vitesse de propagation de fissure et du taux de biaxialité en fonction de la longueur de fissure pendant l'essai SB01, (b) et (c) observations de la zone au voisinage de la pointe de fissure à deux instants successifs au tour du point O 172
4.12 Suivi de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) à la fin de la deuxième séquence et (c) à la fin de l'essai SB03 174
4.13 Détails de la fissure à la fin de l'essai SB03 observé à l'aide du Keyence VHX 1000 à fort grossissement 175
4.14 Évolution de δx_{moy} et δy_{moy} (a) pendant l'essai SB01 et (b) pendant l'essai SB03 176
4.15 Évolution de la vitesse de propagation en fonction de δx_{moy} et δy_{moy} (a) pendant l'essai SB01 et (b) pendant l'essai SB03 177
4.16 Observation de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) à la fin de l'essai SB04 178
4.17 Observation de la propagation de fissure (a) après trois séquences de chargement et (b) pendant la quatrième séquence de l'essai SB08 178
4.18 Observation de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) au début de la deuxième séquence et (c) vers la fin de l'essai SB02 179
4.19 Observation de la propagation de fissure (a) après la première séquence à LVDT imposé 0,15 mm en équibiaxiale suivie d'une séquence avec bifurcation de fissure imposée T=0,5 , (b) à la fin de l'essai SB06 après une troisième séquence de LVDT imposé (0,3 mm en équibiaxial) 180
4.20 Principes de mesure de (a) l'angle de la propagation de fissure du côté droit pour chaque séquence et (b) de l'angle de bifurcation de la fissure du côté droit pour chaque séquence par rapport à la séquence qui la précède 182
4.21 Angle de propagation de fissure des côtés gauche et droit en fonction du taux de biaxialité 183
4.22 Analyse par profilomètrie du faciès de rupture le long du demi-éprouvette bas SB01 (a) mesure 3D, (b) mesure 2D et (c) 3 profils extraits 184
4.23 Analyse par profilomètrie du faciès de rupture l'éprouvette SB03 (a) mesure 3D, (b) mesure 2D et (c) 3 profils extraits 185
4.24 Profils extraits selon l'épaisseur du faciès de rupture de l'éprouvette SB03 pour (a) Séq1, (b) Séq2 et (c) Séq3 186
4.25 Mesure par profilomètrie de la surface avant (côté Keyence) de la zone utile de l'éprouvette cruciforme plate SB01 testée (a) en 2D et (b) en 3D 188
4.26 Mesure de l'état de surface sur un profil circulaire ($\Phi = 10$ mm) entourant la zone plastique de SB01 188
4.27 Mesure de l'état de surface sur un profil circulaire ($\Phi = 5$ mm) entourant la fissure de SB01 189
4.28 Schéma de la mesure de l'écart en longueur de fissure propagée entre les deux faces (avant et arrière) de l'éprouvette cruciforme 190

4.29 Faciès de fissuration des éprouvettes cruciformes (a) SB03 et (b) SB08 191
4.30 Désorientation moyenne interne pendant différents stades de propagation de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06 (a) début de propagation, (b) stade intermédiaire et (c) au voisinage de la pointe de la fissure 192
4.31 (a) cartographies EBSD, (b) et (c) zoom de part et d'autre de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06 193
4.32 (a) cartographies EBSD de la dernière phase de propagation de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06 et (b) zoom en pointe de fissure et micro-fissure 194
4.33 Histogrammes de la répartition de la taille des grains pour les cartographies EBSD effectuées sur les différentes zones (a) zone (1), (b) zone (2), (c) zone (3) et (d) zone (4) de la cartographie de la fissure du côté A1-B1 de SB06 . . 195
4.34 Observation de la propagation de fissure (a) à l'amorçage (b) et au changement de séquence pour la fissure droite de SB01 196
4.35 Pointe de fissure gauche de SB01 197
4.36 Observation du faciès de fissuration de l'éprouvette SB01 (côté (B2-A1)) . . 200
4.37 Observation du faciès SB01 (côté (B1-A2)) pendant la première séquence de chargement (25 kN en équibiaxial) : (a) à cœur du faciès , (b) en surface du faciès 201
4.38 Observation du faciès SB01 (côté (B1-A2)) pendant la deuxième séquence de chargement ($F_A = 25$ kN, $F_B = 15$ kN) : (a) à cœur du faciès , (b) en surface du faciès 203
4.39 Observation 3D du faciès de fissuration de l'éprouvette SB03 (côté (B1-A2)) au Keyence 204
4.40 Observation détaillée en surface du faciès de fissuration SB03 (du côté vérin A2) 206
4.41 Observation détaillée à cœur du faciès de fissuration SB03 (du côté vérin A2) 207
4.42 Validation de la méthode de détermination de la vitesse de propagation de fissure pour (a) SB01 et (b) SB03 208

5.1 Évolution des énergies moyennes w_e et w_p en fonction de l_c [Maurel *et al.*, 2017] 217
5.2 Évolution de (a) ε_{yy}^{in}, (b) σ_{yy}, (c) triaxialité des contraintes et (d) énergies locales W_e et W_p en fonction de la distance au fond de l'entaille r [Maurel *et al.*, 2017] 218
5.3 Évolution de la vitesse de propagation de fissure expérimentale (marqueurs) et modélisée (traits continus) en fonction de la longueur caractéristique l_c [Maurel *et al.*, 2017] 219
5.4 Schéma de transformation du front de fissure [Zcracks, 2019] 221
5.5 Maillage d'une fissure et points de contrôle sur le front de fissure [Zcracks, 2019] 222
5.6 Maillage d'une fissure et visualisation des points de contrôle sur le front de fissure 223
5.7 Composante σ_{22} au minimum du cycle pour $\varepsilon/2 = 0,250$ % et R_ϵ=0 (a) surface libre (z=2 mm) et (b) plan de symétrie (z=0) 225
5.8 Évolution de (a) G_{max} et de (b) w_e et w_p en fonction de la longueur de fissure pour différents niveaux de déformation imposés 226

5.9 Modélisation de la vitesse de propagation de fissure (a) modèle en $G_{\max}$, (Éq. 5.5) (b) modèle en partition w_e et w_p, (Éq. 5.6) et (c) modèle en partition w_e et $G_{\max}$ (Éq. 5.7) 229
5.10 (a) maillage de l'éprouvette avec fissure déversé (b) mise en évidence da fissure par transparence. Énergie de déformation plastique W_p pour les faces (c) avant et (d) arrière correspondant à la perspective utilisée pour (a) et (b) 231
5.11 (a) Champs thermique expérimental enregistré par thermographie infrarouge, (b) selon l'axe x et (c) selon l'axe y (chaque courbe correspond à un profil de température mesuré perpendiculairement à l'abscisse utilisée) 232
5.12 (a) Direction *midx* choisie comme référence et (b) évolution de la température mesurée selon *midx* et modélisation proposée 233
5.13 Trois hypothèses de modélisation du champs thermique en dehors de la zone de mesure par TIR 234
5.14 Maillage 3D de l'éprouvette cruciforme 235
5.15 Maillage au centre de l'éprouvette au voisinage de l'entaille 236
5.16 (a) évolution du chargement biaxial (traits continu et pointillé rouges) et de la température (trait continu vert) en fonction du temps, (b) maillage et conditions aux limites appliquées 237
5.17 Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{\text{von Mises}}$ au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03 239
5.18 Composante de contrainte σ_{12} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03 240
5.19 Contrainte principale maximale σ_{p1} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03 241
5.20 Déformation inélastique principale maximale ε_{p1} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03 242
5.21 Maillage utilisé pour l'éprouvette "réduite" 244
5.22 Conditions aux limites et du chargement sur le maillage réduit à F imposé . 244
5.23 Schémas des conditions aux limites et du chargement sur le maillage réduit à U imposé 245
5.24 Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{\text{von Mises}}$ au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4 246
5.25 Composante de contrainte σ_{12} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4 . . . 247
5.26 Contrainte principale maximale σ_{p1} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4 248
5.27 Déformation inélastique principale maximale ε_{p1} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4 249

5.28 Champs thermiques numériques de forme circulaire (a) $\text{Th}_{circ\ 10}$, (b) $\text{Th}_{circ\ 15}$ et de forme carrée (c) $\text{Th}_{carr\ 10}$, et (d) $\text{Th}_{carr\ 15}$ 251
5.29 Champs thermique numérique $\text{Th}_{circ\ 10}$ décentré 252
5.30 Champs thermique numérique $\text{Th}_{circ\ 15}$ où $T_{max} = 950\ ^{o}C$ 252
5.31 Variation des énergies (a) W_e et (b) W_p en fonction du champs thermique numérique de forme circulaire et de forme carrée pour l'essai SB08 253
5.32 Évolution des énergies (a) élastiques w_e et (b) plastiques w_p au cours des essais modélisés 254
5.33 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour SB01 255
5.34 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour SB03 256
5.35 Évolution (a) de w_e , (b) de w_p et (c) de la vitesse de propagation de fissure déterminées pour SB08 sans introduction de fissure 258
5.36 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB08 259
5.37 Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB08 261
5.38 Maillage de la surface fissurée au utilisé au début de la séquence 2 pour l'essai SB08 262
5.39 Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{\text{von Mises}}$ au maximum du chargement imposé pour l'essai SB08 en fin de séquence (a) Séq 2, (b) Séq 3 et (c) Séq 4 263
5.40 Déformation inélastique dans la direction verticale ϵ_{22}^{in} au maximum du chargement imposé pour l'essai SB08 en fin de séquence (a) Séq 2, (b) Séq 3 et (c) Séq 4 264
5.41 Évolution des énergies pour l'essai SB08 (a) $G_{\max}$ (b) w_e et w_p 265
5.42 Évolution des vitesses de propagation pour l'essai SB08, modèle $G_{\max}$ (Éq. 5.8) en trait pointillé, sommation w_e et w_p (Éq. 5.9) en trait plein et sommation w_e et $G_{\max}$ (Éq. 5.10) avec marqueurs ; les points représentent la mesure expérimentale des vitesses. 266
5.43 Schématisation descriptive des zones de détermination de $G_{\max}$, w_e et w_p en pointe de fissure 267
5.44 Modélisation de la vitesse de propagation de fissure identifiée sur SB08 et appliquée sur SB08, à l'aide du modèle en sommation de $G_{\max}$ et w_e (Éq. 5.10) 268
A.45 Matériel utilisé [Benjamaa, 2017] 280
C.46 (a) détection du défaut de chauffage (b) observation du défaut du chauffage au microscope et (c) agrandissement sur la micro-fissure apparue 287
C.47 Chauffage sur éprouvette à cuvette - SB05 288
D.48 Courbes de chargement pendant la première séquence de SB03 292
D.49 Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB03 293
D.50 Courbes de chargement pendant la troisième séquence de SB03 294
D.51 Courbes de chargement pendant la première séquence de SB04 295
D.52 Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB04 296
D.53 Courbes de chargement pendant la première séquence de SB05 297
D.54 Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB05 298
D.55 Courbes de chargement pendant la troisième séquence de SB05 299
D.56 Courbes de chargement pendant la quatrième séquence de SB05 300
D.57 Courbes F(déplacement LVDT) pendant l'essai SB08 301
D.58 Courbes F(déplacement Vérin) pendant l'essai SB08 302

E.59 évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la deuxième et la quatrième séquence de l'essai SB08 304
G.60 évolution de la désorientation des macles (a) par rapport aux grains de la matrice selon la direction à mi-longueur de la cartographies EBSD effectuées sur la zone (1) et (b) par rapport au grain-mère selon le trait rouge tracé sur la zone (1) 307
G.61 Observation d'une zone de fissuration pendant la deuxième séquence de SB03 (côté B1) 308
G.62 Réseau d'oxydes de Cobalt/Nickel observé dans la zone de fissuration 309
G.63 Spectrogramme obtenu par EDS 309
G.64 Réseau d'oxydes de Chrome observé dans la zone de fissuration 310
G.65 Spectrogramme obtenu par EDS 310
G.66 Agrandissement sur les oxydes de Co/Ni observés dans la zone de fissuration 310
G.67 Zone de rupture monotone 311
G.68 Spectrogramme obtenu par EDS - zone monotone 311
H.69 Courbes de fissuration de SB01 313
H.70 Courbes de fissuration de SB02 313
H.71 Courbes de fissuration de SB03 314
H.72 Courbes de fissuration de SB04 314
H.73 Courbes de fissuration de SB06 315
H.74 Courbes de fissuration de SB08 316
H.75 Courbes de fissuration de SB07 317
H.76 Courbes de fissuration de SB05 318
I.77 Mesure par profilométrie de la zone utile de l'éprouvette cruciforme plate SB04 testée (a) sur la surface avant (côté Keyence) et (b) sur la surface arriére (côté Inducteur) 320
I.78 Mesure de la surface utile par rugosimétrie au voisinage de la fissure sur (a)la face avant et (b) la face arriére de l'éprouvette à cuvette SB08 320
J.79 (a) Lignes d'extraction du déplacement (b) Conditions aux limites pour une séquence à déplacement imposé 322

Liste des tableaux

xxiv

Liste des tableaux

1.1 Composition chimique du HAYNES® 188 en % massique [Haynesintl,] . . . 29
1.2 Mesure de la résistance à l'oxydation du HAYNES® 188 [Haynesintl,] . . . 32
1.3 Module de Young du HAYNES® 188 à hautes températures [Haynesintl,] . 32

2.1 Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 800 °C 62
2.2 Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 900 °C ; $R_\varepsilon = 0$ 62
2.3 Valeurs des coefficients de la loi Manson-Coffin pour les essais conduits en fatigue uniaxiale à T = 900 °C 65
2.4 Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 900 °C 68

3.1 Tableau de synthèse sur les mesures par thermographie infrarouge 128
3.2 Essais biaxiaux sur éprouvettes plates 132
3.3 Essais biaxiaux sur éprouvettes à cuvette 140
3.4 Rapports de déformations maximales moyennes entre le centre de l'éprouvette et les bras 146

4.1 Conditions de chargement et longueur de fissure propagée durant l'essai SB01 160
4.2 Conditions de chargement et longueur de fissure propagée durant l'essai SB03 161
4.3 Résultats des essais biaxiaux, longueur de fissure finale et nombre de cycles associés, nombre de cycles pour obtenir une fissure de 900 μm de longueur . 166
4.4 Paramètres δy et δx identifiés sur la fissure SB02 (Figure 4.18) 180
4.5 Angles de propagation θ et de bifurcation θ' de fissures 182
4.6 Différence d'altitude (μm) mesurée sur le faciès SB03 187
4.7 Écarts de longueurs de fissure entre la face avant et la face arrière 190

5.1 Modèle à double potentiel ; écrouissage cinématique et isotrope considérés comme termes "rapide" et "lent" sur la vitesse de déformation 215
5.2 Estimation des tailles de problème et des temps de calcul au deuxième pas de propagation et temps global 224
5.3 Valeurs des paramètres identifiés pour les modèles de propagation avec remaillage pour l_c=250 μm, pour les modèles décrits ci-dessus. 227
5.4 Effet de l'insertion de la fissure sur w_e et w_p pendant la troisième séquence de l'essai SB03 256
5.5 Effet du champs thermique numérique sur W_e et W_p pour les séquences 1 et 3 de SB08 260

D.6 Essais biaxiaux sur éprouvettes cruciformes 290
D.7 Essais biaxiaux sur éprouvettes cruciformes 291

xxvi

Introduction générale

L'industrie aéronautique n'a de cesse de rechercher de nouvelles solutions afin de satisfaire aux exigences de sécurité et de hautes performances des composants aéronautiques. En particulier, le groupe SAFRAN s'intéresse à créer de nouveaux produits, de nouveaux matériaux de construction dans le domaine aéronautique, et développer des conceptions innovantes de pièces aéronautiques qui peuvent être utilisées en toute sécurité dans les conditions en service du transport aérien. SAFRAN développe de nouvelles approches afin d'étudier les structures qui sont déjà en service. Ces études permettent à la fois une meilleure compréhension du comportement mécanique des matériaux et une prédiction plus fiable de leur durée de vie. Vis à vis des enjeux environnementaux, SAFRAN cherche à optimiser le rendement de ses moteurs afin de réduire leur consommation en carburants. L'augmentation du rendement des turboréacteurs nécessite une élévation de la température des gaz, ce qui a pour conséquences d'amener le matériau à ses limites d'utilisation.

Dans les turboréacteurs, l'entrée d'air se fait au sein du compresseur basse pression qui est considéré comme une zone froide. Ensuite, l'air passe par un compresseur haute pression qui est considéré comme une zone chaude. La chambre de combustion est située après le compresseur haute pression, dans une des zones les plus chaudes du turboréacteur. Dans la chambre de combustion, l'oxygène de l'air est tellement chaud et comprimé qu'une combustion du kérosène a lieu. Les gaz de combustion quittent la chambre de combustion à très haute pression et à très haute température ($T_{max} \sim$ 1300 à 1500 °C) en entraînant la turbine qui entraîne par suite la rotation du compresseur. Sous ces conditions de hautes températures, ces pièces subissent des chargements sévères nécessitant de prendre en compte la propagation de fissures de fatigue pour optimiser le dimensionnement et la sécurité de ces pièces.

Dans le cas de la chambre de combustion (Figure 0.1), les trous de refroidissement constituent une zone critique : dont le diamètre est inférieur au millimètre où se localise préférentiellement l'amorçage pour la propagation des fissures en un faible nombre de cycles. Dans ces zones, considérées comme zones de concentration de contrainte, les champs de contrainte et de déformation ne sont pas homogènes ce qui a une influence sur les sites d'amorçage et sur le chemin de propagation des fissures. L'intensité des chargements multiaxiaux et des températures provoque une forte plastification dans la zone de propagation de fissures rendant inopérantes les méthodes de modélisation de la propagation de fissures en condition de plasticité confinée. Ainsi des études sous les conditions de plasticité généralisée sont nécessaires dans ces conditions de chargement. Un Programme de Recherche Concerté (PRC) appelé "Durée de vie des structures chaudes" a été initié entre Snecma, Turbomeca,

l'Onera et le Centre des Matériaux Mines ParisTech (2011 - 2015). Ce projet était notamment dédié à l'étude de la propagation de fissure à haute température sur des éprouvettes multiperforées représentatives des chambres de combustion. Le matériau de l'étude était un superalliage à base de Cobalt, le HAYNES® 188 utilisé pour la fabrication de la chambre de combustion. Au Centre des Matériaux, le projet PRC regroupait les travaux de thèse de [Salgado Goncalves, 2013] pour les conditions de fatigue uniaxiale et de post-doctorat de [Wang, 2013] pour les conditions de fatigue biaxiale. Certains résultats de ces travaux seront présentés dans le manuscrit comme éléments de référence.

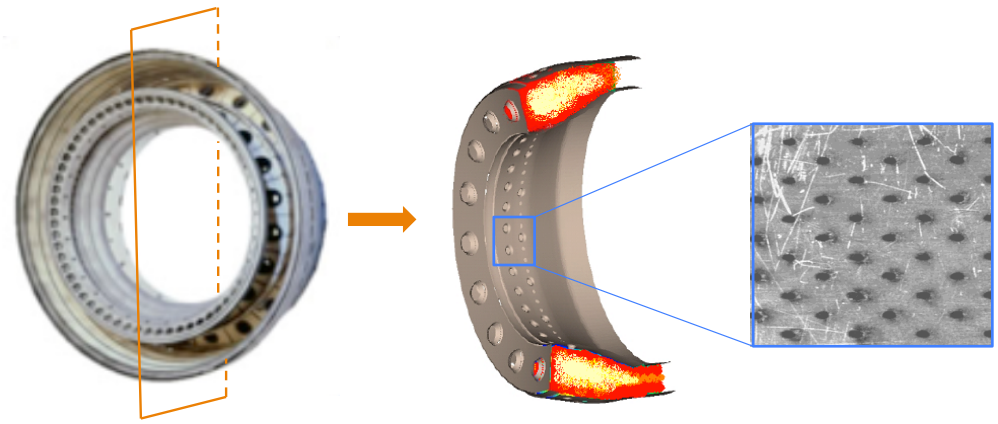


Figure 0.1 – *Chambre de combustion [Wang, 2013]*

Cette nouvelle étude s'inscrit dans la continuité du PRC mais dans le cadre d'un projet industriel de recherche qui a été lancé en Février 2015 et financé par l'ANR (ANR-14-CE07-0037-01). Il est mené par quatre partenaires : Onera (porteur du projet), LMT Cachan, Centre des Matériaux Mines ParisTech et Safran Aircraft Engines. Ce projet est nommé SEMAFOR acronyme de Simulation et caractérisation ExpériMentAle de la FissuratiOn en plasticité généRalisée, s'intéresse toujours au matériau constituant les chambres de combustion HAYNES® 188. Les activités scientifiques inscrites dans le projet SEMAFOR portent sur deux volets : expérimental et numérique. L'objectif majeur concernant les aspects expérimentaux est de déterminer les vitesses et les chemins de propagation de fissure pour des sollicitations de fatigue à haute température conduisant à un état de plasticité généralisée. Les travaux menés en modélisation numérique ont pour objectif de proposer des modèles originaux ou de valider des modèles existants permettant de décrire la propagation de fissure en conditions de fatigue oligocyclique à haute température. La démonstration de la capacité des modèles précédents à traiter des problèmes de dimension industrielle en conditions de sollicitations anisothermes est également un des enjeux du projet mais ne sera pas abordé dans ce manuscrit. La robustesse et la relative simplicité des modèles utilisés est un critère essentiel à la démarche de modélisation adoptée.

La figure 0.2 présente un schéma des trois thèmes principaux structurant le projet. Les thèmes A (caractérisation expérimentale : Centre des Matériaux), B (modélisation : Centre des Matériaux, ONERA et Safran) et C (calcul HPC : ONERA, LMT et Safran) sont répartis sur les différents intervenants académiques avec l'appui de Safran Aircraft Engines. L'intervention du Centre des Matériaux dans le projet porte sur les thèmes A et B au

travers de deux stages de Master [Fontanet, 2015, Benjamaa, 2017] pour traiter les conditions uniaxiales, et de cette étude pour traiter les conditions biaxiales. Les deux études en fatigue uniaxiale sont complémentaires à nos travaux de thèse. En effet, compte tenu de la complexité des essais biaxiaux dans les conditions du projet, une étude préliminaire en fatigue uniaxiale à 900°C [Fontanet, 2015] a été nécessaire afin de construire une première base de données sur laquelle s'appuie notre étude. Ensuite, les travaux de [Benjamaa, 2017] ont été menés afin d'élargir nos connaissances sur le comportement du HAYNES® 188 en fissuration à 800°C. Ces stages ont permis de tester différents niveaux de chargements uniaxiaux et estimer les vitesses de propagation de fissures associées à chaque température.

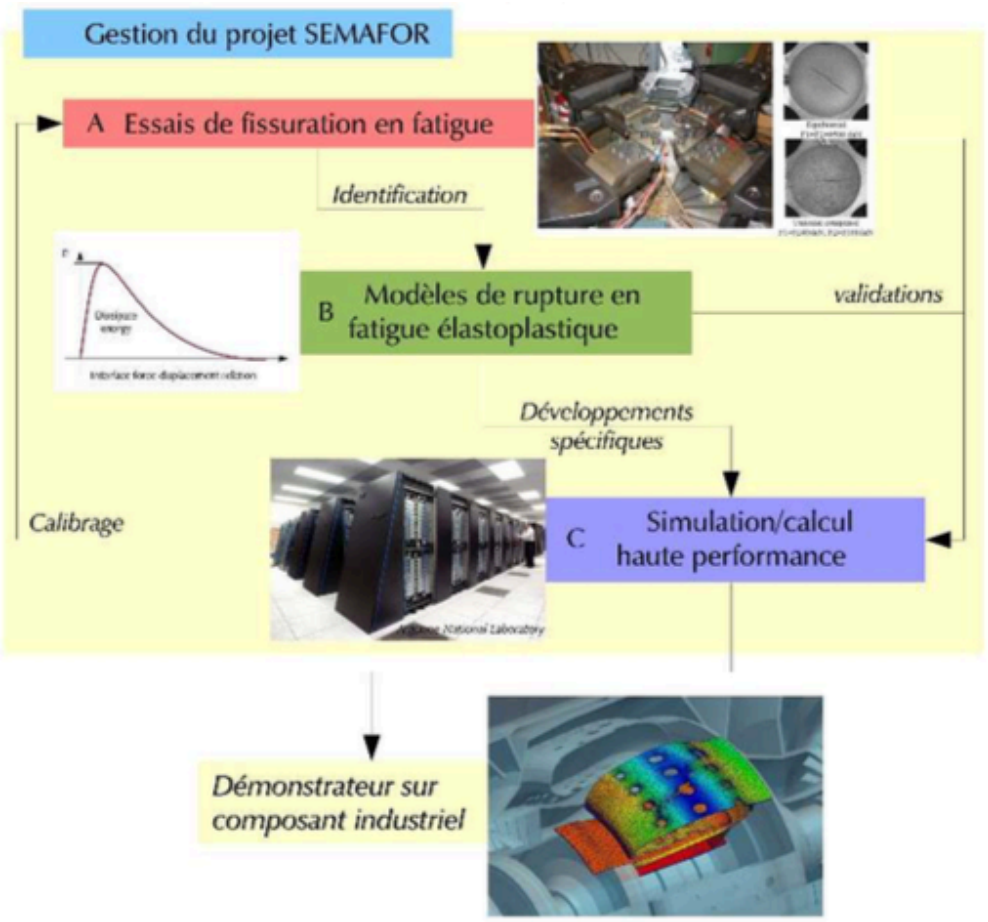


Figure 0.2 – *Structuration du projet SEMAFOR (ANR-14-CE07-0037) [Chiaruttini et al., 2016]*

Les différents objectifs de notre étude sont :

- étudier et comprendre les résultats des essais uniaxiaux en fatigue oligocyclique à haute température qui constituent une base de données pour initier les travaux de notre étude. Une analyse macroscopique de la propagation des fissures sous des sollicitations uniaxiales fait également l'objet de cette étude en utilisant les éprouvettes testées par [Fontanet, 2015, Benjamaa, 2017].

- développer une méthodologie expérimentale permettant d'étudier la propagation des fissures en conditions de chargements biaxiaux en fatigue oligocyclique à haute température c'est un objectif majeur de cette étude. Le champs de température constitue également un paramètre important parmi les conditions des essais, et nous proposerons plusieurs méthodes de chauffage et de caractérisation associée.

- effectuer une analyse macroscopique approfondie des essais biaxiaux, afin de déterminer expérimentalement les vitesses de propagation de fissures et de caractériser la propagation pour des chargements de fatigue biaxiale en conditions de plasticité généralisée.

- tester des modèles robustes capables de prédire la vitesse de propagation pour des chargements fortement plastifiants. Ces modèles seront développés sous forme de post-processeur macroscopique sans et avec propagation de fissure en considérant une évaluation moyenne des grandeurs mécaniques conduisant à la propagation de fissure.

Ce manuscrit est constitué de cinq chapitres.

Le premier chapitre de ce mémoire est consacré à exposer les généralités sur la mécanique de la rupture, la propagation de fissure par fatigue et des modèles utilisés en fatigue oligocyclique. Un état de l'art sera construit autour du matériau HAYNES® 188 ainsi que son comportement à haute température et en conditions de fatigue. Quelques exemples d'études concernant des moyens d'essais en conditions de fatigue multiaxiale seront présentés.

Le second chapitre est consacré à l'analyse de la fissuration en conditions de fatigue uniaxiale à haute température. On s'attachera à décrire d'une part le comportement et les vitesses de propagation en condition de sollicitation uniaxiale en fatigue en plasticité généralisée. D'autre part, nous analysons les mécanismes de propagation de fissure pour ces conditions. Ainsi, ce chapitre constitue une référence pour l'analyse en conditions multiaxiales.

Le troisième chapitre est consacré à la présentation de la méthodologie expérimentale en condition biaxiale en particulier pour la conception du dispositif de chauffage et des mesures associées aux champs de température et aux conditions mécaniques à haute température. La méthode de mesure du niveau de déplacement et de déformation par suivi de marqueurs au voisinage de la fissure sera expliquée et illustrée pour deux types de chargement.

Le quatrième chapitre porte sur la présentation des résultats en propagation de fissure issus des campagnes expérimentales biaxiales. Les vitesses de propagation des fissures ainsi que l'analyse des chemins de fissuration feront l'objet de ce chapitre en s'appuyant sur différentes conditions d'essais. De plus, une caractérisation de la nature de la propagation des fissures sera présentée.

L'objectif final de l'étude, qui est la modélisation des essais en conditions de fatigue biaxiale à haute température afin d'estimer la vitesse de propagation de fissure, fait l'objet du cinquième chapitre. Nous présenterons un modèle de type post-processeur de calcul éléments finis robuste permettant de décrire les vitesses de propagation de fissure pour deux approches distinctes : une approche "statique" sans introduction de fissure et une approche explicite basée sur les techniques de remaillage conforme.

Chapitre 1

Éléments de bibliographie

Afin de situer le cadre de cette étude, nous proposons quelques rappels concernant les bases de la mécanique linéaire de la rupture (MLR), qui sert de cadre de référence à l'ensemble des travaux portant sur la propagation de fissure de fatigue. L'étude bibliographique est focalisée essentiellement sur le domaine de la fatigue oligocyclique. Les modèles et les critères de durée de vie et de propagation de fissure sont exposés. Un bref aperçu du matériau HAYNES® 188 est présenté et nous détaillerons son comportement en fatigue à haute température. Enfin, compte tenu de la nature des chargements étudiés, nous présentons différents moyens d'essais en fatigue multiaxiale.

Sommaire

1.1 Généralités sur la mécanique linéaire de la rupture **8**
1.1.1 Modes de rupture 8
1.1.2 Expression des champs mécaniques 9
1.1.3 Critères de bifurcation de fissure 11
1.2 Propagation de fissure par fatigue **13**
1.3 Modèles en fatigue oligocyclique **16**
1.3.1 Modèles de calcul de la durée de vie 16
1.3.2 Modèles en vitesse de propagation de fissure 21
1.4 Le superalliage HAYNES® 188 . . . . . **28**
1.4.1 Présentation du HAYNES® 188 28
1.4.2 Comportement mécanique du HAYNES® 188 à haute température 32
1.5 Moyens d'essais en conditions de fatigue multiaxiale **43**
1.6 Synthèse **51**

1.1 Généralités sur la mécanique linéaire de la rupture

1.1.1 Modes de rupture

La fissure, dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, est considérée localement plane, à front droit et une pointe aigüe. Par conséquent, elle présente un plan de symétrie locale selon lequel, le mouvement d'une fissure peut être décomposé en trois composantes cinématiques élémentaires (Figure 1.1.a). La fissure peut être considérée comme la superposition de trois modes d'ouvertures élémentaires (Figure 1.1.b).

- Le mode I : dit "d'ouverture" est celui pour lequel la composante normale au plan de la fissure u_y est non nulle. Il correspond au cas d'un chargement de traction perpendiculaire au plan de la fissure et dont les deux composantes u_x et u_z du vecteur déplacement élémentaire relatif sont nulles.
- Le mode II : dit "de cisaillement" est celui correspondant à un effort de cisaillement parallèle au plan de la fissure suivant l'axe x. La composante u_x est donc non nulle tandis que les composantes u_y et u_z sont égales à zéro.
- Le mode III : dit "de déchirure" est celui correspondant à un effort de cisaillement hors plan. Dans ce cas, u_z est la composante non nulle, les composantes u_x et u_y sont égales à zéro.

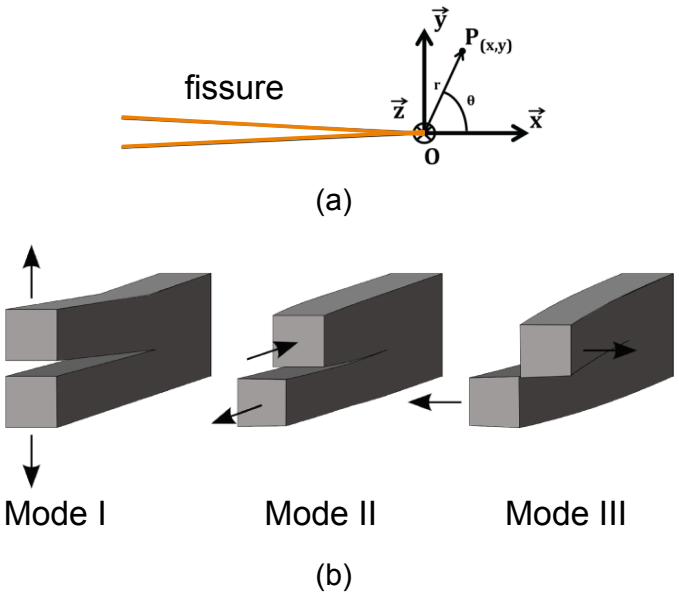


Figure 1.1 – *(a) Repère local attaché à la pointe de fissure et (b) les trois modes élémentaires de fissuration en mécanique de la rupture*

Trois zones successives peuvent être distinguées dans un milieu fissuré dans le cadre de la mécanique de la rupture [Dupart, 1997] :

- Une zone d'élaboration : cette zone se localise en pointe de la fissure et dans le sillage laissé induit par la propagation de la fissure. À cause des gradients importants de contrainte et de déformation endommageant le matériau, l'étude de cette zone est très complexe. En mécanique de la rupture, cette zone est en théorie réduite à un point pour les problèmes plans.

- Une zone de singularité : c'est la zone dans laquelle les champs de contraintes, de déformations et de déplacements sont continus. De plus, leur formulation ne dépend pas de la géométrie lointaine de la structure. Dans un milieu élastique linéaire, la singularité du champ des contraintes est en $1/\sqrt{r}$ dans cette zone.

- Une zone lointaine : c'est la zone qui contient les champs lointains liant à la fois à la zone de singularité et aux conditions aux limites du chargement. Elle est supposée non perturbée par la singularité.

Afin de déterminer le domaine d'application de la mécanique de la rupture, deux critères doivent être pris en compte : l'intensité de la sollicitation appliquée et le comportement du matériau de l'étude. En effet, si la plasticité est localisée dans la zone où la singularité domine, le matériau étudié est considéré comme élastique. C'est le domaine de la mécanique linéaire de la rupture (MLR), étudiée par Irwin [Irwin, 1957]. D'autre part, si le cadre est globalement viscoplastique ou plastique, l'étude peut être décrite par la mécanique non linéaire de la rupture (MNLR), ou bien par l'approche locale.

1.1.2 Expression des champs mécaniques

Dans le cadre de la mécanique de la rupture, les expressions des champs de contrainte, de déplacement et de déformation peuvent être déterminées aux alentours de la pointe de fissure pour un matériau considéré comme isotrope et élastique linéaire. Considérons le système de repère polaire (Figure 1.1.a) tel que l'origine est placée en pointe de la fissure, [Williams, 1959] montre que les champs de contraintes au voisinage de la pointe de fissure peuvent être exprimés en utilisant un développement limité suivant r^{λ_p} (Equation 1.1). Une singularité en pointe de la fissure d'un matériau considéré élastique linéaire, existe telle que la contrainte tend vers l'infini lorsque r tend vers zéro. Pour un r très faible, le développement limité se réduit à son premier terme et par conséquent les autres termes sont négligés. La singularité est dans ce cas de type $1/\sqrt{r}$.

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = k_a f^{\mathrm{a}}{}_{ij}(\theta) r^{-1/2} + k_b f^{\mathrm{b}}{}_{ij}(\theta) r^{0} + K_c f^{\mathrm{c}}{}_{ij}(\theta) r^{1/2} + ... \tag{1.1}$$

[Westergaard, 1939] a reformulé une solution exacte des champs mécaniques en pointe de fissure pour un matériau élastique, et pour chaque mode d'ouverture. La solution de Westergaard est donnée par l'équation suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f^{\mathrm{I}}{}_{ij}(\theta) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f^{\mathrm{II}}{}_{ij}(\theta) + \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} f^{\mathrm{III}}{}_{ij}(\theta) \tag{1.2}$$

9

où :
σ_{ij} est le tenseur des contraintes, f_{ij} est une fonction adimensionnelle qui dépend de la géométrie de la structure et du chargement,
K_i est le facteur d'intensité des contraintes pour chaque mode d'ouverture, r et θ sont les coordonnées du repère polaire.

En considérant un élément de volume au point P (Figure 1.1.a), [Erdogan et Sih, 1963] ont établi l'expression des composantes du champs de contraintes dans le repère polaire (P,r,θ) :

$$\begin{cases} \sigma_r &= \dfrac{1}{\sqrt{2r}}\cos\dfrac{\theta}{2}\left(K_1\left(1+\sin^2\dfrac{\theta}{2}\right)+\dfrac{3}{2}K_2\sin\theta-2K_2\tan\dfrac{\theta}{2}\right) \\ \sigma_\theta &= \dfrac{1}{\sqrt{2r}}\cos\dfrac{\theta}{2}\left(K_1\cos^2\dfrac{\theta}{2}-\dfrac{3}{2}K_2\sin\theta\right) \\ \tau_{r\theta} &= \dfrac{1}{2\sqrt{2r}}\cos\dfrac{\theta}{2}\left(K_1\sin\theta-K_2(3\sin\theta-1)\right) \end{cases} \tag{1.3}$$

[Brown et Miller, 1985] ont étudié le cas d'une fissure soumise à des contraintes biaxiales. Le taux de biaxialité Λ est défini par le rapport des deux composantes de contrainte appliquées parallèlement et perpendiculairement à la direction de propagation initiale de la fissure dans la zone lointaine de la structure. Le terme ($\Lambda\sigma$) est parallèle à la direction de propagation de la fissure. Dans les conditions de plasticité confinée appliquées sous chargement biaxial ($\Lambda\sigma$), les auteurs reformulent la solution de Westergaard dans un repère cartésien (P,x,y) en ajoutant un second terme à la composante σ_{xx}. Les composantes du champs de contrainte sont données par :

$$\begin{cases} \sigma_{xx} &= \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\dfrac{\theta}{2}\left(1-\sin\dfrac{\theta}{2}\sin\dfrac{3\theta}{2}\right)+(\Lambda-1)\sigma+0(r^{1/2}) \\ \sigma_{yy} &= \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\dfrac{\theta}{2}\left(1+\sin\dfrac{\theta}{2}\sin\dfrac{3\theta}{2}\right)+0(r^{1/2}) \\ \tau_{xy} &= \dfrac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\left(\sin\dfrac{\theta}{2}\cos\dfrac{\theta}{2}\cos\dfrac{3\theta}{2}\right)+0(r^{1/2}) \end{cases} \tag{1.4}$$

où $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ et σ est la contrainte normale à la fissure de longueur a loin de la fissure, et le terme $(\Lambda-1)$ est associé au chargement parallèle à la direction de propagation de la fissure.

[Liu *et al.*, 1979] et [Brown et Miller, 1985] ont montré que pour un chargement biaxial coplanaire subi par une fissure lors de sa propagation, il est possible de la faire bifurquer en modifiant la valeur de Λ, le taux de biaxialité.

1.1.3 Critères de bifurcation de fissure

Les critères de bifurcation sont établis afin de définir quelle direction prendra la fissure lorsqu'elle se propage sous chargement de mode mixte.

1.1.3.A Critère de Maximum Tangential Stress (MTS) ou critère de Erdogan et Sih

[Erdogan et Sih, 1963] ont proposé ce critère en se basant sur la contrainte circonférentielle maximale. Il repose sur l'idée que la propagation de la fissure se manifeste dans le plan qui subit la contrainte normale maximisée. Ce critère se traduit par l'équation 1.5.

$$\frac{\partial \sigma_\theta}{\partial \theta} = 0 \quad et \quad \frac{\partial^2 \sigma_\theta}{\partial \theta^2} < 0 \tag{1.5}$$

En se basant sur la solution de Westergaard en mode mixte I+II, dans le cas de la rupture fragile, ce critère se réduit à l'équation 1.6 où θ définit l'angle du plan de propagation de la fissure. Pour une fissure faisant un angle β avec l'axe du chargement et se propageant ensuite avec l'angle θ, ce critère est réduit à l'équation 1.7, [Erdogan et Sih, 1963].

$$K_I \sin\theta + K_{II}(3\cos\theta - 1) = 0 \tag{1.6}$$

$$\sin\theta + (3\cos\theta - 1)\cot\beta = 0 \tag{1.7}$$

Certains auteurs ont montré une bonne cohérence avec ce critère tels que [Gdoutos, 1984, Mageed et Pandey, 1990, Chambers et Hyde, 1991]. Nous citons cependant certains auteurs qui ont constaté une insuffisance de ce critère tels que [Smith et Pascoe, 1985, Royer, 1986, Hourlier *et al.*, 1978].

1.1.3.B Critère de la densité locale maximale d'énergie (SED)

[Sih, 1974, Sih, 1991] ont proposé un critère qui repose sur l'application des solutions de Westergaard en utilisant la densité locale maximale de l'énergie totale en pointe de la fissure (Équation 1.8). [Theocaris et Andrianopoulos, 1984] ne considèrent que la part de la composante de densité d'énergie de dilatation en écartant la part du cisaillement de la densité d'énergie totale. La fissure se propage dans la direction qui minimise la densité d'énergie totale [Sih, 1974, Sih, 1991] ou bien dans la direction où la densité d'énergie de dilatation est maximale. La propagation de fissure commence lorsque $S = S_c$ (Équation 1.9) [Sih, 1974, Sih, 1991].

$$S = a_{11}k_I^2 + 2a_{12}k_Ik_{II} + a_{22}k_{II}^2 \quad avec \quad k_i = \frac{K_i}{\sqrt{\pi}} \quad tel\ que \quad i \in \{1,2,3\} \tag{1.8}$$

$$\frac{\partial S}{\partial \theta} = 0 \quad et \quad a_{11}k_I^2 + 2a_{12}k_Ik_{II} + a_{22}k_{II}^2 = S_c \tag{1.9}$$

Pour une fissure faisant un angle β avec l'axe du chargement et se propageant ensuite avec l'angle θ, [Tanaka, 1974] a proposé la solution donnée par l'équation 1.10.

$$2(1-2\nu)\sin(\theta_0-2\beta)-2\sin(2(\theta_0-\beta))-2\sin 2\theta_0=0 \tag{1.10}$$

1.1.3.C Critère de G-θ max

Soit G l'énergie nécessaire pour créer une fissure A sur une surface, θ est l'angle d'inclinaison de la fissure et W^{tot} est l'énergie totale telle que :

$$\frac{\partial G}{\partial \theta}=-\frac{\partial W^{tot}}{\partial A} \tag{1.11}$$

Ce critère repose sur le taux de restitution d'énergie G : la fissure se propage selon la direction qui maximise G [Lemaitre, 1976]. Les conditions de propagation de fissure vérifient l'équation .

$$\frac{\partial G}{\partial \theta}=0 \;\; et \;\; \frac{\partial^2 G}{\partial \theta^2}<0 \tag{1.12}$$

[Bathias et Baïlon, 1997] donnent une comparaison des critères de bifurcation MTS [Erdogan et Sih, 1963], SED [Sih, 1974] et G-θ max [Lemaitre, 1976] sur la prévision de la bifurcation d'une fissure qui fait un angle β avec l'axe du chargement et se propageant ensuite avec l'angle θ. La meilleure cohérence avec l'expérimental a été obtenue avec le critère G-θ max [Lemaitre, 1976].

1.1.3.D Critère de "symétrie locale"

Ce critère repose sur la distribution radiale des contraintes [Goldstein et Hartmann-Goldstein, 1974, Amestoy *et al.*, 1979]. La direction de propagation de fissure est prédite via l'angle θ pour lequel k_{II}^*, le facteur d'intensité des contraintes de cisaillement (mode II) du futur plan est nul. Par conséquent, une "symétrie locale" est constatée sur les champs obtenus selon le plan de propagation de fissure.

1.1.3.E Critère de Hourlier et Pineau

[Hourlier *et al.*, 1982] ont défini la direction de propagation de la fissure comme celle où la vitesse de propagation après la bifurcation est maximale. Une méthode perturbative [Amestoy *et al.*, 1979] a permis de déterminer les facteurs d'intensité des contraintes $k_i^*(\theta,t)$ en fonction de l'angle de bifurcation de fissure θ en utilisant leurs valeurs initiales avant la bifurcation $k_i^{\propto}(t)$.

Selon le chargement appliqué, quatre critères ont été proposés et différents cas en découlent selon le mode de propagation :

1. L'angle de bifurcation θ est celui pour lequel $k_I^*(\theta,t)$ est maximisé selon t et selon θ. C'est le cas de la rupture fragile.

2. L'angle de bifurcation θ est celui qui maximise l'amplitude $\Delta k_I^*(\theta)$. C'est le cas de la propagation de fissure en fatigue en mode I d'ouverture.

3. L'angle de bifurcation θ est celui qui maximise l'amplitude $\Delta k_{II}^*(\theta)$. C'est le cas de la propagation de fissure en fatigue en mode II de cisaillement.

4. L'angle de bifurcation θ est celui qui maximise l'amplitude $\Delta k_{eq}^*(\theta)$. L'amplitude $\Delta k_{eq}^*(\theta)$ est définie par la forme quadratique de $\Delta k_I^*(\theta)$ et $\Delta k_{II}^*(\theta)$ en tenant compte de la tendance du matériau à être fissuré en conditions de fatigue en mode d'ouverture ou en mode de cisaillement.

1.1.3.F Critères MTS et MTSR

[Dahlin et Olsson, 2003] ont testés les deux critères MTS (Maximum Tangential Stress) et $MTSR$ (Maximum Tangential Stress Range) sur des matériaux présentant différents comportements sous un chargement en mode mixte. Les auteurs ont constaté qu'il était impossible qu'un seul critère puisse être en accord avec les différents comportements de matériaux bien distincts. Une importance extrême a été accordée au rôle que joue la déformation plastique dans l'évolution de la direction de propagation de la fissure notamment quand la ductilité caractérise le comportement du matériau étudié.

1.2 Propagation de fissure par fatigue

Un matériau est dit soumis à un chargement en fatigue lorsqu'il subit un chargement (contraintes ou déformations) variables en fonction du temps et pouvant modifier ses propriétés locales jusqu'à atteindre la ruine de la structure. Historiquement, l'appellation "fatigue" est apparue dans les années 1840/1850 pour désigner des ruptures dues à des sollicitations répétées. Les premières études scientifiques du phénomène de la fatigue furent effectuées par August Wöhler en représentant les résultats d'essais de rupture par fatigue en fonction du nombre de cycles à la rupture (Figure 1.2) [Wöhler, 1858]. Ce diagramme, appelé par la suite le diagramme de Wöhler, permet de distinguer deux domaines :

- le domaine de la fatigue à faible nombre de cycle ou encore la fatigue oligocyclique caractérisée par des chargements sévères et qui correspond aux matériaux à une plasticité non négligeable.

- le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles ou encore la fatigue polycyclique où le comportement du matériau est caractérisé par une plasticité macroscopique nulle ou quasi-nulle.

La transition entre les deux domaines dépend du matériau sollicité. Elle se produit en général vers les 10^5 cycles (Figure 1.2).

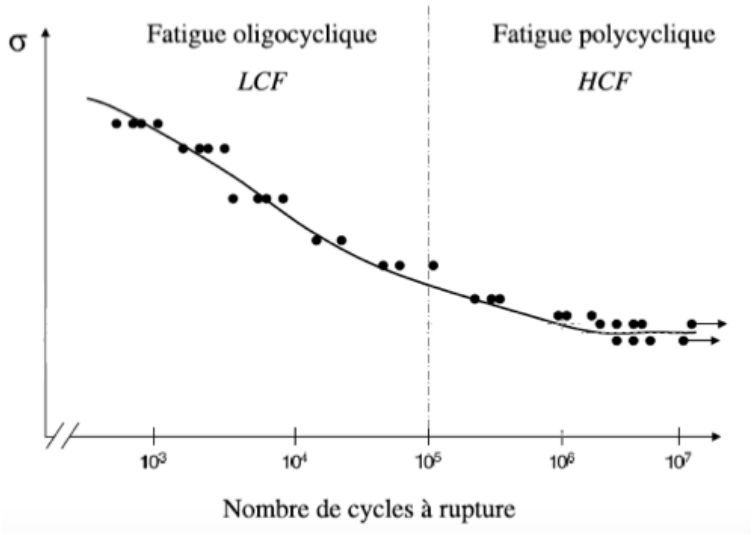


Figure 1.2 – *Représentation du diagramme de [Wöhler, 1858]*

Trois phases successives constituent la durée de vie d'une structure en fatigue :

- Amorçage de la fissure.
- Propagation d'une fissure courte.
- Propagation d'une fissure longue jusqu'à la rupture.

[Neumann, 1969, Neumann, 1974, Ritchie, 1976, Mineur et Villechaise, 2000] ont montré que la propagation de fissure est fortement influencée par la microstructure pour des niveaux faibles de ΔK. La propagation est par suite privilégiée dans les plans de glissement suivant le mode de cisaillement.

[Laird, 1967, Pelloux, 1969] ont montré que pour des valeurs de ΔK associées au mode I de propagation de fissure, une ouverture de cette dernière est due aux contraintes appliquées (Figure 1.3.a-b) et est suivie par un émoussement plastique (Figure 1.3.c). Cet émoussement plastique (allongement dans la direction normale à la fissure accompagné par une contraction dans la direction de propagation) est suivi par la création de surfaces libres. Une fermeture de la fissure a lieu au moment de la décharge (Figure 1.3.d-e). Par conséquent, la pointe émoussée de la fissure subit une déformation plastique qui lui permet de devenir aiguisée. La fissure se propage d'une distance approximativement égale au rayon d'émoussement plastique. La création des surfaces libres est irréversible. Ces mécanismes permettent d'expliquer la création de stries de fatigue. Zapffe fut le premier à découvrir l'existence des stries de fatigue par observation au microscope optique en 1945 [Zapffe et Glogg, 1945]. Des chercheurs ont confirmé la formation de stries par observation au microscope électronique [Forsyth et Ryder, 1961]. [Pelloux, 1969] montre qu'au cours d'un seul cycle, une strie se forme. Cet auteur a également corrélé le mécanisme de formation de stries avec la vitesse de propagation de fissure (da/dN).

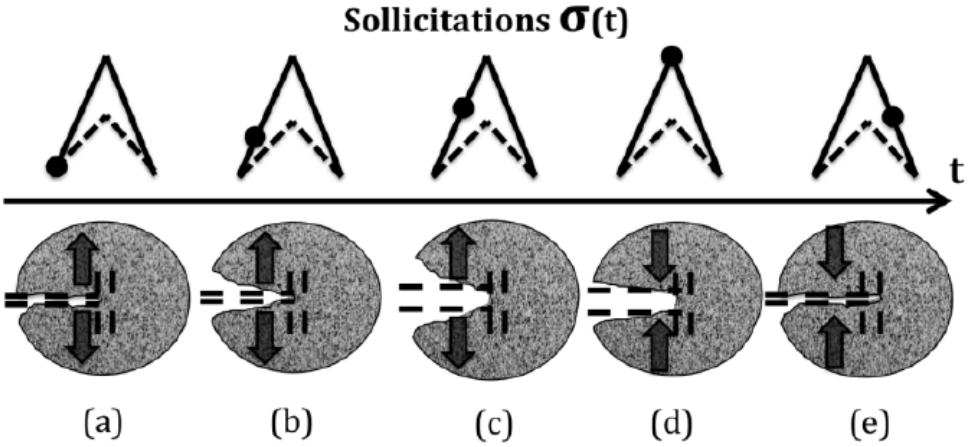


Figure 1.3 – *Mécanismes de propagation de fissure [Laird, 1967, Neumann, 1969] (a)-(b) Ouverture élastique de fissure, (c) Émoussement plastique, (d) Retour élastique, (e) Fermeture puis propagation de la fissure*

[Erdogan et Sih, 1963] ont proposé une loi qui se base sur le facteur d'intensité des contrainte K, développé par [Irwin, 1957] pour décrire la propagation de fissure. Le facteur K n'étant valable que pour les matériaux fragiles, et n'étant pas applicable pour un matériau plastique, cette loi est applicable tant que la plasticité reste faible [Bathias et Baïlon, 1997]. Cette loi est représentée par un diagramme bi-logarithmique où trois régimes sont distingués (A, B et C dans la Figure 1.4). La loi appelée par la suite loi de Paris est probablement la plus utilisée en pratique dans les conditions de la plasticité confinée. Plusieurs auteurs ont proposé des relations empiriques en s'inspirant de cette loi afin de tenir compte de différents effets (rapport de charge, fermeture...). Vu que cette étude est effectuée hors du domaine de la plasticité confinée, nous ne détaillons pas plus ces modèles.

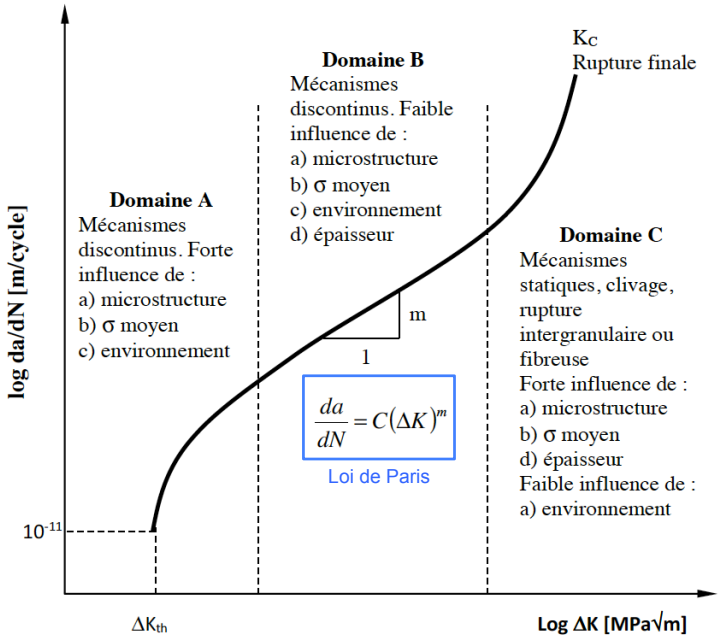


Figure 1.4 – *Représentation schématique de la vitesse de propagation d'une fissure da/dN en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK [Bathias et Baïlon, 1997]*

1.3 Modèles en fatigue oligocyclique

Nous nous intéressons dans cette partie à présenter un état de l'art des modèles qui sont appliquées dans le domaine de fatigue oligocyclique. Les modèles de calcul de la durée de vie et les modèles de calcul de la vitesse de propagation de fissure sont l'objet de ce paragraphe.

1.3.1 Modèles de calcul de la durée de vie

L'étude de la tenue en fatigue oligocyclique d'un matériau a intéressé les chercheurs depuis les années cinquante. Manson et Coffin ont (séparément) proposé de déterminer, à partir de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$, le nombre de cycles nécessaire à l'amorçage d'une fissure macroscopique [Manson, 1954, Manson, 1965]. Dans un premier temps, la durée de vie d'une éprouvette soumise à un chargement cyclique à fort niveau de contraintes a été estimée à l'aide de l'équation :

$$\Delta\varepsilon_p = A \cdot N_f^{-\beta} \tag{1.13}$$

où A et β sont des paramètres du matériau, tel que β est de l'ordre de 1/2 pour les aciers et les alliages légers [Manson, 1954, Bathias et Baïlon, 1997].

Afin d'améliorer le critère précédent, l'amplitude de déformation totale $\Delta\varepsilon_{tot}$ a été décomposée en partie élastique $\Delta\varepsilon_e$ et partie plastique $\Delta\varepsilon_p$ (Équation 1.14). Cette approche (Figure 1.5) a permis de modéliser la résistance à la fatigue en se basant sur peu d'essais

réalisés sur le matériau de l'étude en question. Parmi ces lois, nous citons la méthode des quatre points de corrélation et la loi des pentes universelles [Manson, 1965].

$$\Delta\varepsilon_{tot} = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = A \cdot N_f^{-a} + B \cdot N_f^{-b} \tag{1.14}$$

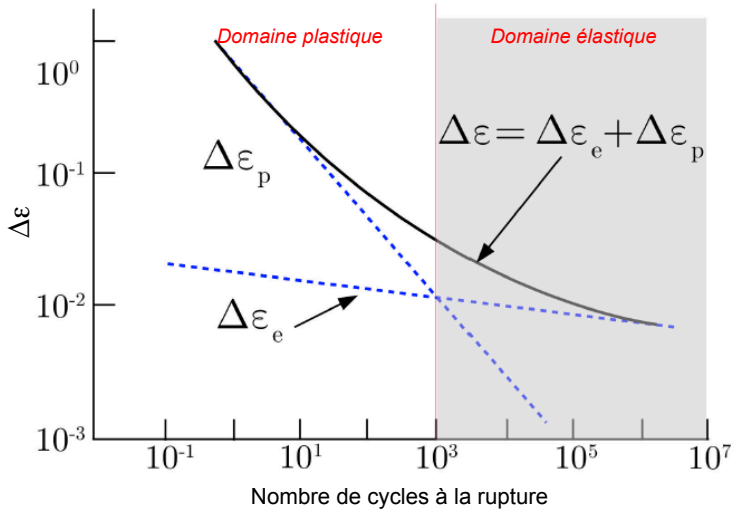


Figure 1.5 – *Modèle de durée de vie en fatigue [Manson, 1965]*

Pour des hauts niveaux de déformation imposée, le nombre de cycles à la rupture N_f est généralement plus faible : $N_f < 10^3$. Les déformations élastiques peuvent être négligées dans ce domaine de sollicitation. La contrainte moyenne associée à ce chargement étant élevée, plusieurs auteurs l'ont intégrée dans la loi de Manson-Coffin afin de mettre en évidence son effet.

[Smith *et al.*, 1970] ont proposé une modification de l'indicateur d'endommagement ϕ :

$$\Phi = \sqrt{\sigma_{max} \cdot \Delta\varepsilon \cdot E} = A \cdot N_f^{-\beta} \tag{1.15}$$

où σ_{max} est la contrainte maximale, $\Delta\varepsilon$ est l'étendue de la déformation totale, E est le module de Young du matériau et A et β sont les paramètres matériau.

[Jaske, 1976] a proposé l'expression de la contrainte maximale sur un cycle par la relation :

$$\Phi = \frac{\Delta\varepsilon}{2} \cdot \sigma_{max} \tag{1.16}$$

[Ostergren, 1976] a proposé un critère (Équation 1.17) spécifique à la fatigue oligocyclique à chaud en tenant compte des effets de la fréquence et du temps de maintien.

$$\sigma_T \cdot \Delta\varepsilon_p \cdot N_f^{\beta} \cdot \nu^{\beta(k-1)} = C \tag{1.17}$$

où σ_T est la contrainte en traction, ν est un paramètre représentatif de la fréquence du chargement et les paramètres β, k et C sont liés au matériau.

Approches énergétiques :

Le comportement non-linéaire d'un matériau sollicité en conditions de fatigue oligocyclique à haute température a été intégré dans l'estimation de la résistance à la fatigue. Ceci a été assuré par le développement de nombreuses approches énergétiques qui reposent sur l'analyse de l'énergie inélastique au lieu de l'énergie mécanique globale [Skelton, 1991,Ellyin et Xia, 1993]. Certains auteurs tel que [Skelton *et al.*, 1996] ont recouru à l'énergie plastique dissipée par cycle. Ce terme est peu sensible à l'adoucissement et au durcissement du matériau, il permet de déduire le critère de rupture. Ce critère a été utilisé en conditions de fatigue thermo-mécanique (TMF) où le chargement n'est pas symétrique [Feltner et Morrow, 1961,Morrow, 1965,Charkaluk *et al.*, 2002,Koh, 2002,Korsunsky *et al.*, 2007]. En particulier, [Koh, 2002] a pris en compte la contrainte moyenne tandis que [Amiable *et al.*, 2006] ont utilisé la pression hydrostatique.

Dans le cas général, le critère énergétique s'établit simplement en calculant l'énergie plastique dissipée sur un cycle (Équation 1.18). Ce critère peut être appliqué en conditions de sollicitation multiaxiale et anisotherme. Malgré sa simplicité, il est remarquable qu'un tel critère, tient compte de facto de l'influence de la fréquence si celle-ci est correctement reproduite par le comportement du matériau. C'est pourquoi cette approche rencontre un succès certain y compris pour des applications industrielles.

$$\Delta W_p = \int_{cycle} \sigma : \dot{\varepsilon}_p dt \tag{1.18}$$

[Koh, 2002] s'est servi de ce type d'approche pour un acier (2.2Ni-1Cr-0.5Mo-0.1V) sollicité en fatigue oligocyclique à température ambiante en modifiant le rapport de charge R. L'auteur a constaté un accord uniquement pour un nombre de cycles à la rupture N_f inférieur à 5000 cycles correspondant à des énergies de déformations plastiques supérieures à 1 MJ/m^3 (Figure 1.6.b). Il a été également constaté que l'effet de contrainte moyenne n'était pas bien pris en compte dans le modèle qui ne reproduit pas correctement les essais à $R \neq -1$. Ainsi, une première approche a été établie afin de remédier à ce défaut constaté. Il s'agit d'utiliser l'énergie de déformation totale notée $\Phi_{Koh,tot}$ (Figure 1.6.c) :

$$\Phi_{Koh,tot} = \Delta W_p + \Delta W_e = \Delta W_p + \frac{\Delta\sigma\Delta\varepsilon}{2} \tag{1.19}$$

Cependant, cette première proposition n'est pas suffisante selon les auteurs (Figure 1.6.c). Un critère dit de Koh, noté $\Phi_{Koh,e+}$ a été donc proposé en se basant sur l'énergie élastique positive notée W_e^+ et schématisée sur la figure . Cette énergie correspond à la densité d'énergie

élastique par cycle de traction (Équation 1.20).

$$\Delta W_e^+ = \begin{cases} \frac{1}{2E}\left(\frac{\Delta\sigma}{2} + \sigma_m\right)^2 = \frac{\sigma_{\max}^2}{2E}, & \text{pour } \sigma_{\min} \leq 0 \\ \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})^2}{2E}, & \text{pour } \sigma_{\min} > 0 \end{cases} \tag{1.20}$$

Le critère de Koh s'écrit par la relation 1.21.

$$\Phi_{Koh,e+} = \Delta W_p + \Delta W_e^+ \tag{1.21}$$

Ce critère permet une amélioration des résultats (Figure 1.6.d). Le critère a été identifié à $R = -1$ et validé sans recalage pour $R \neq -1$, montrant ainsi son efficacité. (droite en continu sur la figure 1.6.d).

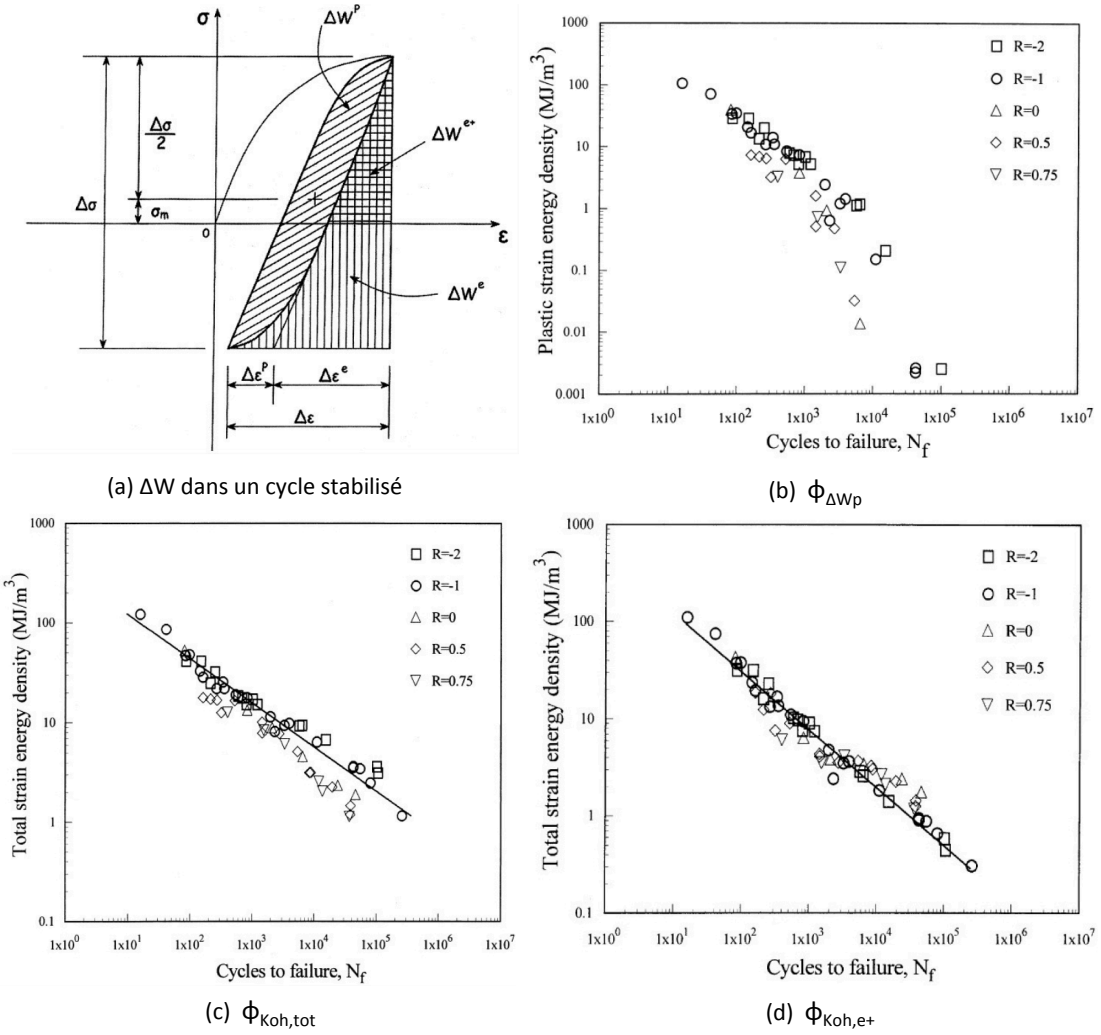


Figure 1.6 – *Modélisation des essais en fatigue oligocyclique [Koh, 2002]*

19

Le critère de Koh a été utilisé et comparé à d'autres critères dans l'étude de [Tabibian *et al.*, 2010]. Cette étude repose sur l'estimation de la durée de vie d'un alliage d'aluminium A319 à l'aide de trois critère de durée de vie : le critère de déformation plastique cumulée (Équation 1.18), le critère de Koh (Équations 1.21 et 1.20) et enfin le critère de Haddar [Haddar, 2003] (Équation 1.22).

$$\Phi_{Haddar} = \Delta W_p + \Delta W_e = \frac{\Delta\sigma^2}{E} + \Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon \tag{1.22}$$

Les trois critères sont en accord pour trois températures testées [Tabibian *et al.*, 2010]. Une légère amélioration a été constatée sur les résultats issus des critères de Koh et de Haddar. Les auteurs constatent que cette amélioration est assurée par la combinaison des composantes élastique et plastique de l'énergie de déformation.

Afin d'estimer la durée de vie des deux matériaux A356 et la fonte SiMo utilisés dans les collecteurs d'échappement, l'approche (donnée par l'équation 1.18) a été appliquée par [Charkaluk et Constantinescu, 2004, Constantinescu *et al.*, 2004]. Trois types d'essais ont été conduits dans cette étude. Le premier type regroupe des essais en fatigue thermo-mécanique à haute température allant de 100 à 300 °C pour le A356 et de 100 à 700 °C pour la fonte. Le deuxième type regroupe des essais de fatigue oligocyclique à déformation imposée de ± 0.2 % et ± 1 % et pour les mêmes températures. Ces deux premiers essais sont conduits sur des éprouvettes de fatigue. Le troisième type correspond à des essais réalisés sur un banc d'essai sur des pièces, comparés ensuite à des calculs par éléments finis. Dans cette étude, la durée de vie est marquée par l'apparition d'une fissure macroscopique. Une bonne cohérence entre les résultats sur pièces et les essais sur éprouvettes a été constatée (Figure 1.7).

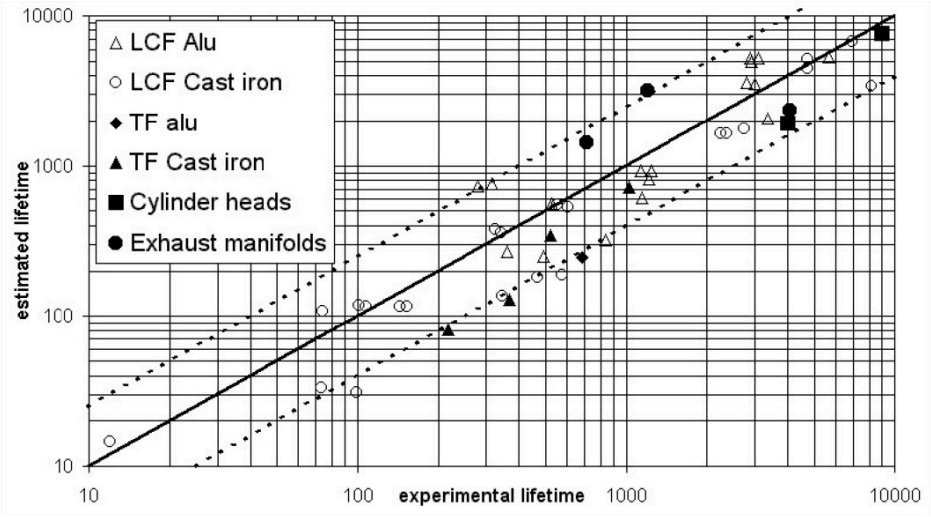


Figure 1.7 – *Durées de vie expérimentales et calculées pour une fonte SiMo et pour un alliage d'aluminium A356 [Charkaluk et Constantinescu, 2004]*

1.3.2 Modèles en vitesse de propagation de fissure

Le paragraphe précédent montre que de nombreux chercheurs se sont intéressés à l'estimation de la durée de vie en fatigue oligocyclique. En revanche, les critères en vitesse de propagation de fissures dans le même domaine de fatigue sont peu développés. Des mesures expérimentales indirectes sont le plus souvent effectuées afin de déterminer la vitesse de propagation de fissure en fatigue à faible nombre de cycles.

[Solomon, 1972, Skelton, 1975] montrent que la vitesse de propagation de fissure dépend du chargement imposé en conditions de plasticité généralisée. La formulation générale de cet effet est donnée par l'équation 1.23 où A et α sont des constantes du critère et a est la longueur de fissure [Bathias et Pineau, 2013].

$$\frac{da}{dN} = A \cdot a \cdot (\Delta\varepsilon_p)^{\alpha} \tag{1.23}$$

Nous présentons dans ce paragraphe, des modèles développés dans la littérature et dédiés aux niveaux de chargements où la plasticité en pointe de fissure n'est plus confinée. Ces modèles sont établis afin de déterminer la vitesse de propagation de la fissure.

1.3.2.A Modèle de Tomkins

[Tomkins, 1968] a développé un modèle de fissuration en fatigue oligocyclique en s'inspirant du modèle de [Bilby *et al.*, 1964]. Le modèle de Tomkins repose sur la théorie de dislocations et permet de relier, pour les matériaux ductiles, l'ouverture en fond de fissure à la croissance de la taille de fissure pendant un cycle comme mis en évidence par [Laird, 1967, Pelloux, 1969] (Figure 1.3). En effet, l'avancée de la fissure de fatigue est corrélée à l'activation des dislocations par le cisaillement dans les plans à ± 45 ° par rapport à la direction de la sollicitation mécanique en pointe de fissure [Pelloux, 1969]. Ce déplacement de dislocations en pointe de fissure est accompagné par un développement d'un champ de déformation plastique. La formulation de la vitesse de propagation de fissure est donnée comme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi^2}{32} \frac{\Delta\varepsilon_p \Delta\sigma^2}{(2\bar{S})^2} a \left[1 + \frac{\pi^2}{32} \left(\frac{\Delta\sigma}{2\bar{S}}\right)^2\right] \tag{1.24}$$

où $\bar{S}$ est un paramètre défini par l'auteur comme la valeur moyenne de la distribution de la contrainte de cisaillement plastique le long des bandes de glissement.

Ce modèle, souvent utilisé en fatigue oligocyclique, permet de tenir compte de la plasticité et de la contrainte moyenne normale lors de la modélisation de la fissuration. En revanche, il ne peut pas expliquer les résultats en cas de variation de la longueur de fissure ou la variation du chargement.

D'autres modèles à approches énergétiques ont été également développés afin de modéliser la fissuration en conditions de fatigue oligocyclique. Nous citons dans les paragraphes suivants les modèles à base énergétique les plus fréquents dans la littérature.

1.3.2.B Modèles reposant sur l'intégrale J

[Rice, 1968, Eshelby, 1956, Eshelby, 1970] ont introduit la notion de l'intégrale J. Soit une fissure entourée par un contour Γ (Figure 1.8). Soit un élément ds de normale $\underline{n}$. Le comportement du matériau est considéré comme élastique non linéaire. Il est décrit par une loi de la forme donnée par l'équation 1.25 où α et n sont des coefficients du matériau, ε_0 est telle que $\sigma_0 = \varepsilon_0 \cdot E$ où σ_0 est la limite élastique du matériau.

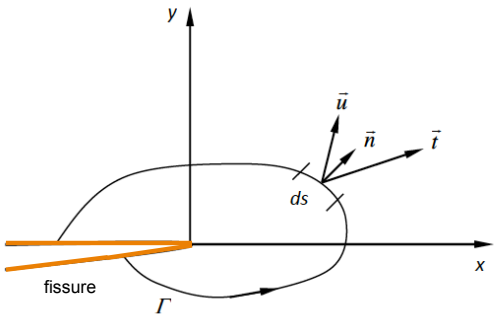


Figure 1.8 – *Schéma de définition de l'intégrale de contour J*

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \tag{1.25}$$

L'intégrale J est donnée par la formule 1.26 sous un chargement monotone dans le domaine de petites déformations.

$$J = \int_\Gamma W dy - \underline{T} \frac{\partial \underline{u}}{\partial x} ds \quad Avec: \; W = \int_0^{\varepsilon_m} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \; et \; T_i = \sigma_{ij} n_j \tag{1.26}$$

Cette intégrale ne dépend pas du choix du contour dans les conditions de plasticité confinée. Elle est considérée comme variation d'énergie potentielle Π induite par une augmentation de la taille de la fissure noté par da tel que : J=$-\frac{d\Pi}{da}$.

En mécanique linéaire de la rupture, les champs de contrainte et de déformation sont exprimés en fonction du facteur d'intensité des contraintes K_i. Il a été montré par [Rice, 1968, Hutchinson *et al.*, 1978] que ces champs peuvent être exprimés en fonction de J et d'autres fonctions adimensionnelles. Les expressions proposées par ces auteurs mettent en évidence la présence d'une singularité en pointe de la fissure en (1/r) y compris donc en présence de plasticité.

Dans les conditions de fatigue en plasticité généralisée, l'intégrale J a été utilisée comme critère pour estimer la vitesse de propagation de fissure.

Ainsi, Skelton et al. proposent l'estimation de la vitesse de propagation de la fissure en fatigue oligocyclique à l'aide de la densité d'énergie de déformation en pointe de fissure

[Skelton, 1975]. Leur modèle s'écrit de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{1+\beta} \left(\frac{\Delta J}{I_\beta W_c} \right) f(\beta) \tag{1.27}$$

où ΔJ est la variation du taux de restitution de l'énergie de déformation sur un cycle, I_β est un paramètre du modèle qui dépend de β l'exposant du modèle d'écrouissage et W_c est une densité d'énergie cumulée critique. Le paramètre β représente la non-linéarité du matériau tel que : $\varepsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{1/\beta}$.

L'expression proposée par [Lamba, 1975, Dowling et Begley, 1976] est de forme similaire au modèle de Paris (Équation 1.28).

$$\frac{da}{dN} = C\, \Delta J^m \tag{1.28}$$

Une décomposition de l'intégrale J en partition élastique et plastique a été proposée par Shih et Hutchinson afin de modéliser la propagation de fissure sous les conditions de fatigue en plasticité généralisée (Équation 1.29) [Shih et Hutchinson, 1976].

$$J = J_e + J_p \tag{1.29}$$

[Ochensberger et Kolednik, 2015] ont également utilisé le modèle de l'intégrale J en conditions de fissuration en mode I dans un milieu élasto-plastique. Le maillage utilisé est de type 2D. Les auteurs ont testé différentes conditions de chargement allant de la plasticité confinée jusqu'à la plasticité généralisée. [Ochensberger et Kolednik, 2015] ont réussi à définir un contour Γ qui englobe la zone active de plasticité au voisinage de la pointe de fissure et qui permet de maintenir l'invariance de l'intégrale J (Figure 1.9.a). En revanche, pour une fissure plus longue présentant une zone plastique plus étendue, ce critère n'est plus valide (Figure 1.9.b). Les auteurs distinguent le cas du "large-scale yielding" où la zone plastique est de grande dimension, ici de l'ordre de 2 mm. L'intégrale de contour est dans ce cas efficace tant qu'elle englobe la zone plastique (Figure 1.9.a). Malgré des zones de localisations plastiques observées loin de la pointe de fissure, zone opposée à l'entaille ici désignée comme "back face plasticity", il n'y a pas d'interaction entre cette zone et le contour choisi pour le calcul intégral. Le deuxième cas mis en évidence est le cas de "general yielding" où les localisations plastiques induites par la pointe de fissure et la zone opposée à l'entaille coalescent entre elles (Figure 1.9.b). Dans un tel cas, et quel que soit le contour choisi, les auteurs montrent qu'il n'y a plus d'invariance quel que soit le choix de la méthode intégrale adoptée.

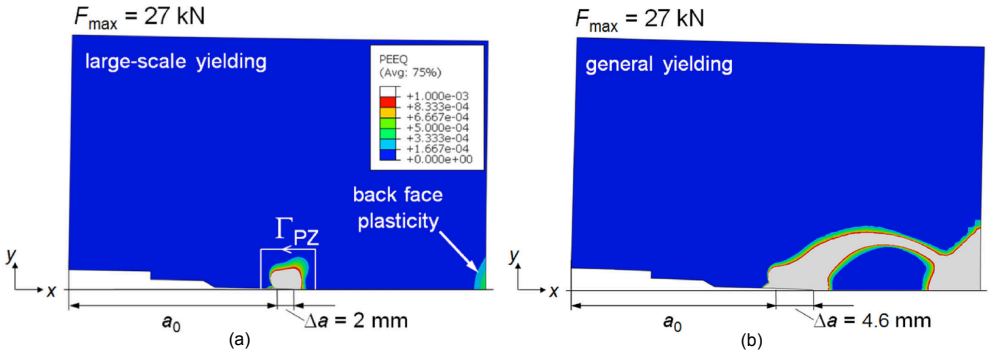


Figure 1.9 – *Déformation plastique équivalente en pointe de fissure (a) en plasticité généralisée et (b) pour une fissure plus longue [Ochensberger et Kolednik, 2015]*

[Haddar *et al.*, 2013] ont appliqué le critère de l'intégrale J dans une approche numérique sur ABAQUS sous conditions de fatigue thermomécanique et fatigue oligocyclique isotherme en plasticité généralisée sur l'acier inoxydable F17TNb. Le comportement du matériau de l'étude est considéré à caractère plastique. L'estimation de l'intégrale J a été déterminée dans cette étude en se basant sur un modèle codé sur ABAQUS [Malpertu et Remy, 1990, Gasiak et Rozumek, 2004, Courtin *et al.*, 2005]. Le maillage utilisé est de type 3D contenant une fissure dont la taille est modifiée manuellement pour chaque cycle. Différentes tailles de contour ont été choisies en fond de fissure afin de bien estimer l'ordre de grandeur de l'intégrale J. Les auteurs montrent que sous la même déformation imposée, ΔJ dépend de la longueur de fissure. De plus, la propagation est accélérée pour les valeurs de ΔJ les plus élevées. Pour une sollicitation de fatigue oligocyclique à 300 °C, il a été constaté que la relation entre la vitesse de propagation de fissure (da/dN) et ΔJ est linéaire de la forme de l'équation 1.28. L'effet de la température a été aussi testé dans cette étude. En effet, une augmentation de la température en calcul isotherme à haut niveau de déformation imposée engendre la diminution de la valeur de ΔJ calculée en pointe de fissure. Pour les faibles niveaux de déformation imposée, l'effet de la température est moins prononcé.

1.3.2.C Modèle basé sur ΔCTOD

Comme expliqué ci-dessus, l'intégrale J est un modèle utilisé pour décrire la propagation de fissure lorsque les critères de la mécanique linéaire de la rupture ne sont plus valides. Un deuxième modèle largement utilisé, pour les matériaux élasto-plastiques, est basé sur le ΔCTOD : Crack Tip Opening Displacement. Il s'agit de l'ouverture de la fissure en pointe de fissure. Comme présenté dans le paragraphe 1.3.2.A, Tomkins a corrélé la vitesse de propagation de fissure avec l'ouverture en fond de fissure en se basant sur le réseau de dislocations créées dans les plans de glissement. Basé sur le mécanisme d'émoussement plastique apparent en pointe de fissure, une corrélation a été établie entre le CTOD et la vitesse de propagation de fissure [Tanaka *et al.*, 1984]. Cet auteur a fait appel à une méthode expérimentale pour mesurer ΔCTOD en conditions de fatigue sur des éprouvettes uniaxiales. Les essais ont été conduits pour une plage de $\Delta\varepsilon$ allant de 0.125 % à 1 %. La méthode de mesure de ΔCTOD repose sur l'utilisation d'un microscope optique à un grandissement fixé

à x100- x400 sur la surface de l'éprouvette. Dès lors, il a été validé que le CTOD et la vitesse de propagation de fissure sont corrélés entre eux et peuvent vérifier la relation :

$$\frac{da}{dN} = C\,(\Delta CTOD)^m \tag{1.30}$$

Ce modèle est largement utilisé dans les conditions de fatigue à faible nombre de cycles. En revanche, la mesure du ΔCTOD est parfois délicate d'un point de vue expérimental voire parfois impossible puisqu'il faut se positionner le plus proche possible de la pointe de fissure. Une corrélation entre cette grandeur et les stries de fatigue a été proposée et validée par [Pelloux, 1970]. [Ktari *et al.*, 2014] ont proposé un modèle de propagation de fissure basé sur la mesure du ΔCTOD par la technique de corrélation d'images. D'autres auteurs ont opté pour la mesure numérique du CTOD par la méthode de calcul par éléments finis au niveau du premier nœud après la pointe de fissure [Wu et Ellyin, 1996] ou aux premier et deuxième nœuds après la pointe de fissure [Matos et Nowell, 2007].

Les modèles de propagation basés sur le ΔCTOD ont montré leur efficacité en fatigue à grand nombre de cycles à l'aide d'approximation linéaire [Tvergaard, 2004, Pippan et Grosinger, 2013] pour des matériaux ductiles, ou de fonctions polynomiales [Nicholls, 1994]. Certains auteurs proposent une loi puissance similaire à la loi de Paris [Shahani *et al.*, 2009]. Pour des déformations plus intenses en fatigue oligocyclique, une partition entre déplacement élastique et plastique permet de rendre compte de l'avancée de fissure [Antunes *et al.*, 2017].

1.3.2.D Approche énergétique : critère de [Maurel *et al.*, 2009] en propagation

[Maurel *et al.*, 2009] ont introduit un modèle énergétique lors de l'étude de la fissuration en fatigue oligocyclique en mode I d'un acier inoxydable F17TNb à haute température (T = 300 °C). Ce modèle est basé sur la partition de l'énergie en une composante élastique d'ouverture, notée W_e (Équation 1.31), et une composante plastique dissipée, notée W_p (Équation 1.32). La formulation générale des énergies élastique et plastique sont inspirées de celles proposées par [Xia *et al.*, 1996, Ellyin et Xia, 1993] dans un cas uniaxial et se rapprochent des modèles de durée de vie tels que le modèle de [Koh, 2002] (Figure 1.10).

$$W_e = \frac{1}{3}\int_{cycle} < tr(\underline{\underline{\sigma}}) >< tr(\underline{\underline{d\varepsilon}}_e) > \tag{1.31}$$

$$W_p = \int_{cycle} \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{d\varepsilon}}_e \tag{1.32}$$

où $< \underline{\underline{\sigma}} >$ est la partie positive du tenseur des contraintes et $\underline{\underline{s}}$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

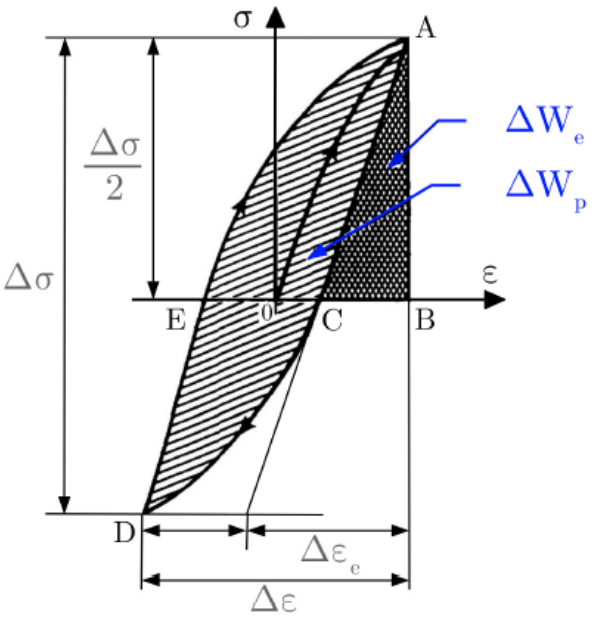


Figure 1.10 – *Schématisation des énergies ΔW_e et ΔW_p dans le cas uniaxial [Xia et al., 1996, Ellyin et Xia, 1993]*

Le modèle de propagation est de la forme :

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\beta_e \frac{w_e}{\gamma_e} a\right)^{m_e} + \left(\beta_p \frac{w_p}{\gamma_p} a\right)^{m_p} \tag{1.33}$$

où γ_e, γ_p représentent les énergies de surface, m_e, m_p sont deux exposants qui pilotent la vitesse et λ est un paramètre matériau. Le paramètre λ a été introduit afin de rationaliser l'effet de l'accroissement de la fissure et est défini tel que $\lambda = 3d_g$ avec d_g est le diamètre moyen des grains. β_e and β_p sont des paramètres liés à la géométrie de l'éprouvette.

Dans cette étude, les auteurs ont utilisé les énergies expérimentales macroscopiques pour identifier le modèle. Un calcul de type élément de volume a été aussi effectué. [Maurel *et al.*, 2009] montre un bon accord entre l'expérimental et la simulation numérique en utilisant ce modèle pour l'évolution de la taille de fissure en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de déformations imposées (Figure 5.2.a) et aussi pour l'évolution de la vitesse de propagation de fissure (Figure 5.2.b).

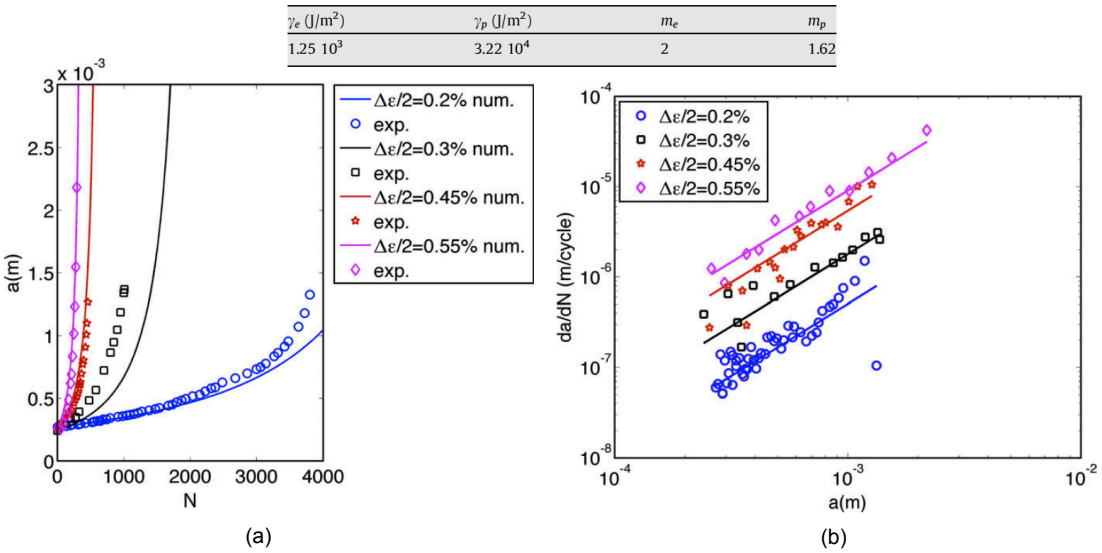


Figure 1.11 – *Comparaison entre l'expérimental et le modèle pour différents niveaux de déformations (a) évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre du cycle et (b) évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure [Maurel et al., 2009]*

Les auteurs ont montré la validité de leur modèle proposé pour des applications de propagation de fissure sur le matériau de notre étude HAYNES® 188 en fatigue oligocyclique à haute température pour différentes géométries d'éprouvette pour des cas de sollicitations uniaxiales [Maurel *et al.*, 2017].

Afin de systématiser l'utilisation d'un tel modèle en post-processeur d'un calcul aux éléments finis, les grandeurs énergétiques ont été estimées comme la valeur moyenne des énergies calculées au point de Gauss. Le calcul intégral est alors effectué dans des volumes de taille variable, ce qui constitue de fait une approche non-locale où la taille caractéristique du volume considéré l_c est un paramètre pilotant les valeurs des paramètres modèles γ_e et γ_p (Équation 1.33).

Ce critère a été appliqué à la propagation de fissure [Dézécot, 2016] ou à la prédiction de la durée de vie [Wilson, 2017] en fatigue oligocyclique des alliages d'aluminium de fonderie. Ce modèle a été également utilisé en conditions de fatigue en plasticité généralisée du superalliage HAYNES® 188 pour des éprouvettes multiperforées [Salgado Goncalves, 2013].

[Heudt, 2013,Dézécot, 2016] montrent que si on tient compte de l'évolution expérimentale de l'énergie avec le nombre de cycles, on peut affiner la modélisation de la vitesse de propagation.

Si on contrôle un essai par ouverture d'amplitude constante côté entaille, [Heudt, 2013], quand la fissure devient longue, la contrainte et le niveau de déformation plastique diminuent. La diminution globale de l'énergie associée est efficace pour rendre compte de la diminution de vitesse observée expérimentalement.

En revanche, pour le matériau de l'étude HAYNES® 188, on a observé deux biais importants. Le premier est que pour ce matériau, l'identification des paramètres de propagation de fissure à l'aide des mesures macroscopiques d'énergie de déformation ne

permet pas de rendre compte efficacement de l'ensemble des essais [Fontanet, 2015]. En effet, si on parvient à une très bonne estimation des vitesses pour les niveaux de déformations appliqués les plus élevés, (Figure 1.12), le niveau de déformation le plus faible n'est pas bien représenté par le modèle.

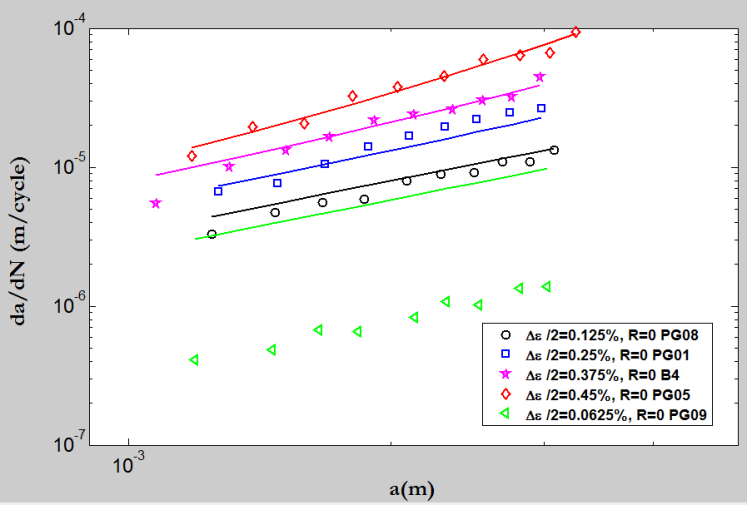


Figure 1.12 – *Calage des vitesses de propagation de fissure sur la base des énergies expérimentales [Fontanet, 2015]*

De plus, dans l'étude de [Salgado Goncalves, 2013], toujours pour le matériau HAYNES® 188 pour une éprouvette multi-perforée, l'identification du modèle en micro-propagation de fissure a conduit à un jeu de paramètres différent de celui identifié pour le cas des fissures longues en utilisant des volumes d'intégration confondus avec le motif élémentaire de perçage. C'est bien le choix d'une approche par volume d'intégration de taille réduite qui a permis d'unifier les résultats entre essais de propagation sur éprouvettes SENT et ces éprouvettes percées [Maurel *et al.*, 2017].

Ces deux cas posent donc la question de la robustesse du modèle, basé sur une approche macroscopique, dans le cas de la plasticité confinée et dans le cas des fissures courtes.

Dans la suite (Chapitre 5), ce modèle sera utilisé et testé pour représenter la vitesse de propagation de fissure dans les conditions de fatigue oligocyclique biaxiale.

1.4 Le superalliage HAYNES® 188

1.4.1 Présentation du HAYNES® 188

Le HAYNES® 188 est un superalliage polycristallin à base de Cobalt. Grâce à ses bonnes propriétés mécaniques à haute température, et à sa haute résistance à l'oxydation (jusqu'à 1095 °C) pour des longues expositions, ce superalliage est dédié essentiellement aux applications aéronautiques et aérospatiales.

Dans le cadre de cette étude, le matériau utilisé provient de tôles (200 mm × 200 mm × 3 mm) et d'une barre (de longueur égale à 1,8 m et de diamètre égal à 20 mm) approvisionnées

par *Safran Aircraft Engines*. Il s'agit du matériau de fabrication des chambres de combustion des moteurs d'avion.

Le matériau subit un traitement thermique à 1175 °C ± 14 °C, suivi d'une trempe à l'eau. Un recuit final est effectué à 1177 °C [Haynesintl,]. La composition chimique est donnée dans le tableau suivant :

Table 1.1 – *Composition chimique du HAYNES® 188 en % massique [Haynesintl,]*

Élément	Co	Ni	Cr	W	Fe	Mn	Si	C	La	B
% massique	39	22	22	14	3	1.25	0.35	0.10	0.03	0.015

La microstructure et les caractéristiques métallurgiques ont été étudiées par [Herchenroeder *et al.*, 1972]. La matrice du HAYNES® 188 cristallise dans un système cubique à faces centrées (CFC). Elle est stabilisée par les éléments fortement alliés tels que le Chrome (Cr), le Nickel (Ni), le Fer (Fe), le Tungstène (W) et le Manganèse (Mn). Chacun de ces éléments présente un apport en propriétés du superalliage étudié. La bonne résistance à l'oxydation est attribuée au matériau par la présence du Chrome. Ce dernier favorise la formation d'un film de passivation Cr_2O_3 hautement protectrice. De plus, ce caractère contre l'oxydation est aussi favorisé par la présence du Lanthane (La), même en faible quantité. Ce dernier confère la formation des oxydes Cr_2O_3 et améliore leur adhérence. Le Tungstène participe de son côté au durcissement structural du superalliage [Reed, 2008, Salgado Goncalves, 2013]

Une analyse de la microstructure par [Chen *et al.*, 2001] a montré que le superalliage est essentiellement composé de grains austénitiques en présence de macles de recristallisation. Des carbures primaires (M_6C) ont été aussi observés dans la microstructure. Ces carbures contrôlent et empêchent le grossissement des grains pendant l'exposition à haute température en traitement thermique ou en service [Ohmura *et al.*, 1973]. Le diamètre moyen des grains après recuit est de l'ordre de 35μm [Chen *et al.*, 2001].

[Lee *et al.*, 2008, Lee *et al.*, 2009] confirment la présence des carbures primaires M_6C répartis d'une façon homogène dans le matériau à l'état de réception. La figure 1.13 présente la microstructure du HAYNES® 188 analysée par [Lee *et al.*, 2008, Lee *et al.*, 2009]. On note la présence de macles de recristallisation (Twin) et de carbures primaires (M_6C). Dans cette étude, la taille de grains moyenne mesurée sur des éprouvettes rectangulaires (mêmes dimensions de la zone utile que celles utilisées par [Chen *et al.*, 2001]) est de l'ordre de 45 μm.

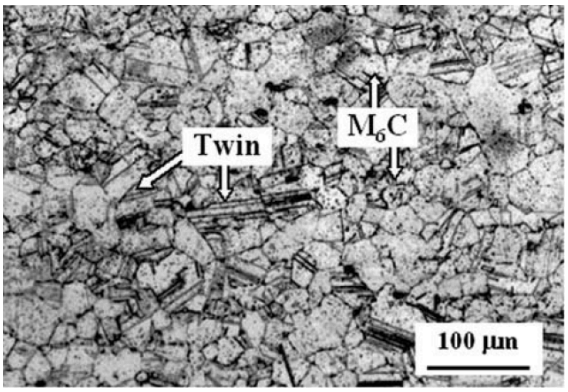


Figure 1.13 – *Microstructure du HAYNES® 188 [Lee et al., 2008]*

[Whittenberger, 1993] a montré que la microstructure maclée du HAYNES® 188 présente une précipitation intragranulaire de carbures M_6C après une exposition à 820 °C. Une densité remarquable des carbures est localisée au niveau des grains et des joints de grains sous air et sous vide pour la même température d'exposition. La taille moyenne des grains a été déterminée par la méthode des intercepts [Abrams, 1971] et est égale à 20 μm avant exposition à 820 °C. Une augmentation de la taille moyenne de grains de 20 à 30 μm a été notée après 22 500 heures.

L'étude de l'oxydation du HAYNES® 188 sous air, sous LiF-CaF_2 et sous vide à hautes températures allant de 820 jusqu'à 1200 °C pour une durée allant de 400 h à 22 500 h a montré que l'endommagement du matériau est plus élevé sous air [Whittenberger, 1994].

D'autres auteurs se sont intéressés à étudier l'oxydation du HAYNES® 188 sans application de chargement mécanique [Whittenberger, 1993, Levi et Stevens, 2007]. Ces auteurs considèrent que le mécanisme d'oxydation de ce matériau est complexe et dépend du temps et de la température d'exposition. [Whittenberger, 1993] a étudié l'effet du temps d'exposition (4900h, 10 000 h et 22 500 h) du HAYNES® 188 sous air à 820 °C. Les éprouvettes utilisées dans cette étude sont d'épaisseur égale à 1.27 mm. Tous les échantillons ont été pesés avant et après le temps d'exposition et montrent un gain en masse surfacique (en mg/cm^2) qui augmente avec le temps d'exposition (Figure 1.14). De plus, l'auteur a constaté que la profondeur de la surface affectée par l'oxydation augmente avec le temps d'exposition en allant de moins de 5 μm après 4900 h à plus de 30 μm après 22 500 h (Figure 1.15). Les sites intergranulaire sont plus larges et plus nombreux en augmentant le temps d'exposition. Une oxydation intergranulaire est donc plus probable après 10 000 h d'exposition sous air [Whittenberger, 1993].

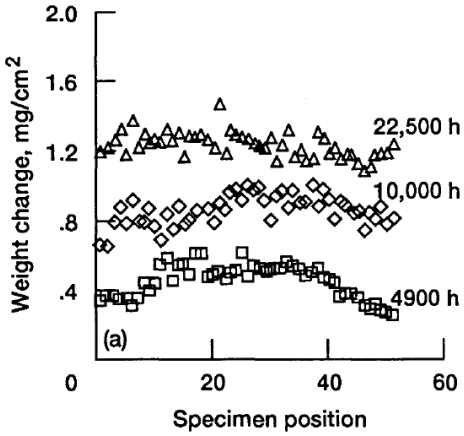


Figure 1.14 – *Effet de l'exposition sous air à 820 °C sur la masse surfacique des échantillons en HAYNES® 188 [Whittenberger, 1993]*

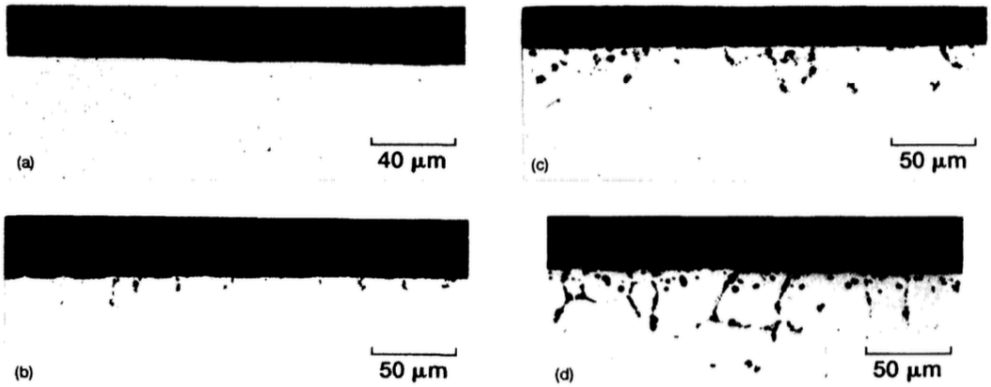


Figure 1.15 – *Effet de l'exposition sous air à 820 °C sur la microstructure du HAYNES® 188 (a) à l'état brut, (b) 4900 h, (c) 10 000 h et (d) 22 500 h [Whittenberger, 1993]*

[Haynesintl,] expose des résultats sur la résistance d'oxydation du HAYNES® 188 à différentes températures pour deux temps d'exposition : 1000 h à 980 °C et 500 h à 1095 °C. La mesure de l'épaisseur de la surface affectée par l'oxydation, ici "Average Metal Affected", a été effectuée sur des échantillons de largeur 9 mm et de longueur 64 mm (l'épaisseur des échantillons n'a pas été mentionnée) (Figure 1.16). Les épaisseurs mesurées après 1000 heures d'exposition à 980 °C sont très inférieures à celles mesurées après 500 h à 1095 °C (Tableau 1.16). La cinétique d'oxydation est accélérée par l'augmentation de la température.

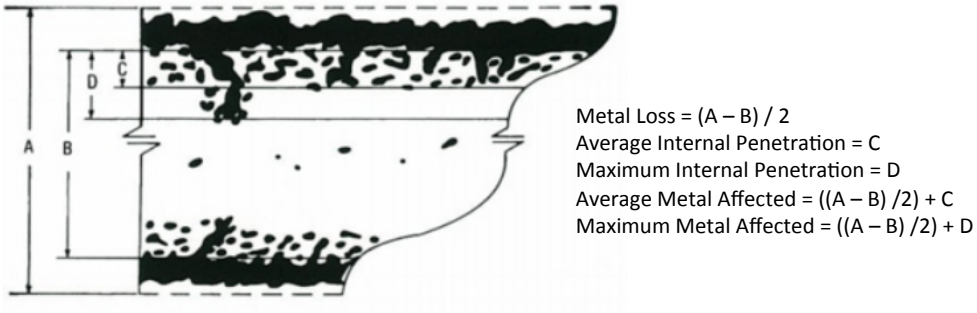


Figure 1.16 – *Schéma de mesure de l'épaisseur de la surface affectée par l'oxydation [Haynesintl,]*

Table 1.2 – *Mesure de la résistance à l'oxydation du HAYNES® 188 [Haynesintl,]*

	Metal Loss (μm)	Average Metal Affected (μm)	Maximum Metal Affected (μm)
1000 h à 980 °C	28	81	99
500 h à 1095 °C	277	333	358

1.4.2 Comportement mécanique du HAYNES® 188 à haute température

Ce matériau a fait l'objet de plusieurs études à haute température. [Hasselqvist, 2004] propose que le HAYNES® 188 appartient à la famille des matériaux à une matrice à base d'austénite contenant une phase dure de carbure précipité tels que le HAYNES® 230 (à base de Ni) et l'acier inoxydable à base de FeNi. Cette famille de matériaux appelée (ACP pour Austenitic Carbide Precipitating) est caractérisée par le vieillissement dynamique sous contrainte (DSA : Dynamic Strain Aging) associé aux dislocations et aux carbures qui apparaissent à haute température.

Nous présentons dans le tableau ci-dessous les valeurs du module de Young (E) associé aux différentes températures qui intéressent notre étude. Ces résultats sont publiés par [Haynesintl,] et ont été déterminés à partir des essais de traction monotone conduits en isotherme. Le module de Young diminue en augmentant la température de l'essai.

Table 1.3 – *Module de Young du HAYNES® 188 à hautes températures [Haynesintl,]*

T °C	amb	300	500	600	800	900	1000
E (GPa)	232	209	193	184	169	161	153

Des essais Charpy et des essais de traction sont présentés dans la figure 1.17 pour les superalliages HAYNES® 188, HAYNES® 230 et HASTELLOY-X [Haynesintl,]. Les résultats présentés sont associés au matériau brut et après exposition de 8000 heures à une température donnée en allant de la température ambiante jusqu'à 1000 °C. Cette figure montre une fragilisation significative due au vieillissement thermique. La microstructure

étant sensible au vieillissement, les propriétés mécaniques sont par conséquent différentes en fonction du temps et de la température d'exposition. L'allongement à la rupture du HAYNES® 188 est le plus élevé à l'état brut, il est moins affecté après un vieillissement thermique à 871 °C par rapport aux autres températures.

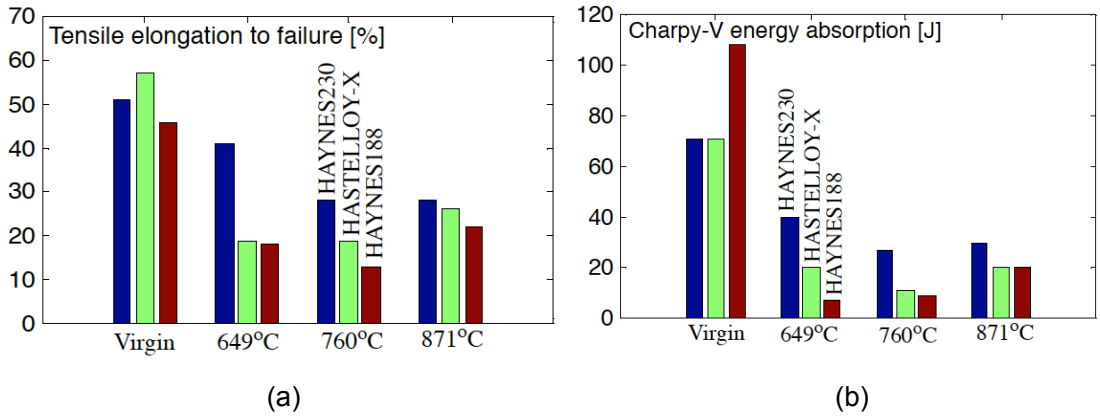


Figure 1.17 – *Propriétés mécaniques du HAYNES® 188 allant de la température ambiante jusqu'à 1000 °C pour des (a) essais de traction et des (b) essais Charpy [Haynesintl,]*

1.4.2.A En condition de fatigue

Les premières études sur le HAYNES® 188 disponibles dans la littérature étaient relatives à la caractérisation de l'effet de la température et du chargement mécanique en conditions de fatigue sur le comportement et l'endommagement du matériau. Ces études traitent de l'exposition du matériau à haute température [Klarstorm et Lai, 1988], de l'effet de la température, de l'interaction entre le fluage et la fatigue sur la déformation du matériau [Halford *et al.*, 1988] et de l'étude de l'endommagement en conditions de fatigue thermomécanique (TMF) et bi-thermique. L'objectif est de développer des méthodes d'estimation de la durée de vie en fatigue [Halford, 1992, Kalluri et Halford, 1993, Radhakrishnan *et al.*, 1993]. L'effet de la variation de la fréquence du chargement sur la propagation de fissure [Jabolonski *et al.*, 1977] et l'effet du chargement axial/torsion sur la déformation cyclique [Bonacuse et Kalluri, 1992] ont été également étudiés.

[Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] ont proposé une étude plus approfondie sur le comportement du HAYNES® 188 en conditions de fatigue pour une plage de température allant de 25 jusqu'à 1000 °C pour une plage de déformation imposée de 0,8 % et avec des vitesses de déformation de 10^{-3} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}. Ces essais ont mis en évidence un phénomène de vieillissement dynamique sous contrainte (DSA) pour une large gamme de température : 300 - 700 °C. Les phénomènes responsables de cette apparition sont liés au changement de la microstructure et aux mécanismes de déformation plastique. Ces phénomènes dépendent de la température appliquée. Pour les conditions isothermes, le fonctionnement des processus du DSA conduit à un maximum de la contrainte maximale cyclique à 650 °C pour les deux vitesses de déformation testées (Figure 1.18). Ce vieillissement est accompagné par un glissement prononcé, des défauts d'empilement et une haute densité de dislocations. En

effet, plusieurs auteurs [Rao, 1986, Zauter *et al.*, 1993] ont montré que la précipitation de carbures ne se manifeste pas pour des températures inférieures à 700 °C. Par conséquent, le durcissement cyclique observé sur le matériau à ces températures (300 °C - 700 °C) est dû à l'effet du vieillissement dynamique induit par les dislocations dans les atomes du soluté. Pour les plus hautes températures testées (T > 750 °C), les auteurs ont remarqué un durcissement cyclique plus faible que celui observé dans le domaine de température associé au vieillissement dynamique. Une dépendance inverse à la vitesse de déformation a été notée sur l'évolution de la contrainte nominale au pic de traction (Figure 1.18). Un adoucissement cyclique a été observé à partir de 850 °C pour une vitesse de déformation de 10 $^{-4}$ s^{-1}. Pour une vitesse de déformation plus élevée (Figure 1.18.b), les auteurs expliquent ce faible durcissement cyclique, apparu entre 750 et 900 °C, par l'évolution de la microstructure du matériau pour cette plage de température. En effet, de nombreuses dislocations restent ancrées par la précipitation de carbures $M_{23}C_6$. Cet épinglage de dislocations par les carbures empêche le recouvrement thermique pour la vitesse de déformation la plus élevée. Dans le cas de vitesse de déformation plus faible (Figure 1.18.a), le recouvrement thermique est plus prononcé et régi par un adoucissement cyclique au début des essais et qui est suivi par un durcissement cyclique modéré jusqu'à la rupture.

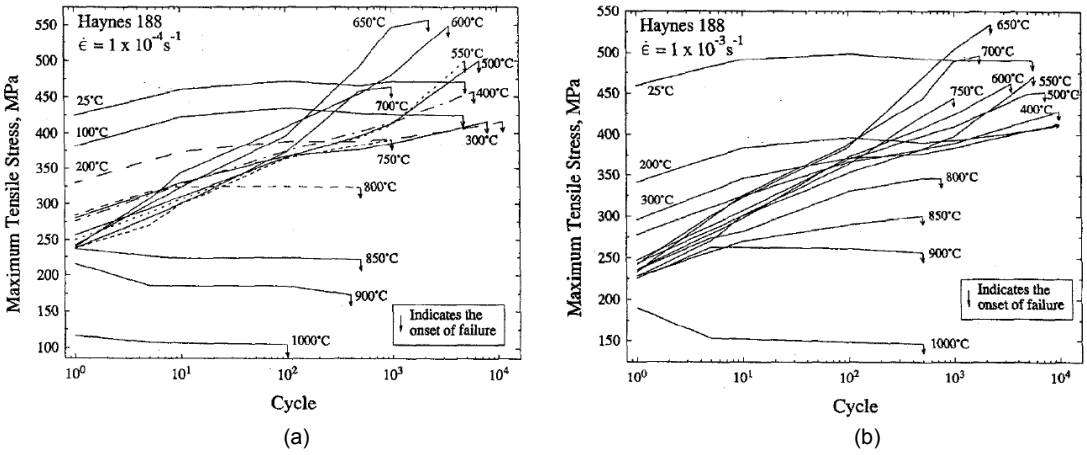


Figure 1.18 – *Évolution de la contrainte nominale au pic de traction en fonction du nombre de cycles pour les essais isothermes pour une vitesse de déformation de (a) 10 $^{-4}$ s^{-1} et (b) 10 $^{-3}$ s^{-1} [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996]*

Le phénomène de vieillissement cyclique est visible sur les boucles d'hystérésis des essais de fatigue conduits en isotherme entre 300 et 850 °C [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996]. Il se traduit dans les boucles d'hystérésis par une allure "dentelée" de l'écoulement plastique. La figure 1.19.a présente un exemple obtenu à 400 °C pour une vitesse de déformation égale à 10 $^{-4}$ s^{-1} [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996]. [Rao *et al.*, 1997, Rao *et al.*, 1995] ont trouvé un résultat similaire pour des essais à 400 °C en imposant ± 0,4 % de déformation avec une vitesse de déformation de 1. 10 $^{-3}$ s^{-1} (Figure 1.19.b). Ces auteurs ont également confirmé les constatations de [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] et ont remarqué que l'amplitude de déformation plastique diminue lorsque la température augmente. En ce qui concerne l'influence de la vitesse de la déformation sur l'évolution de la contrainte nominale

au pic de traction, leurs résultats sont cohérents avec ceux de [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996]. En effet, dans le domaine du vieillissement dynamique, et pour une température d'essai égale à 550 °C, la contrainte (σ_{max}) augmente en diminuant la vitesse de déformation (Figure 1.20.b). Les auteurs ont également mis en évidence l'influence de la température de l'essai de fatigue isotherme sur la durée de vie du HAYNES® 188. Les durée de vie les plus élevées sont attribuées aux températures les plus faibles par exemple en comparant les résultats des essais à 300 et à 550 °C (Figure 1.20) [Rao *et al.*, 1997].

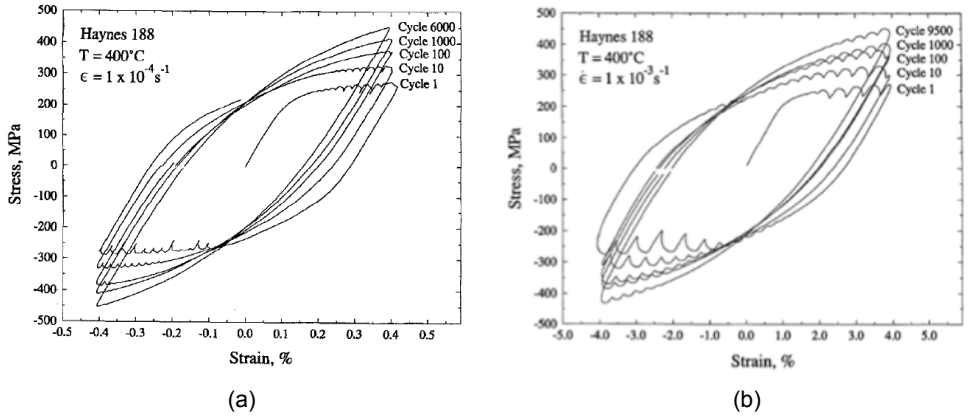


Figure 1.19 – *Courbes d'hystérésis $\sigma(\varepsilon)$ à 400 °C (a) $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-4}\ s^{-1}$ [Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] et (b) $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-3}\ s^{-1}$ [Rao* et al.*, 1997]*

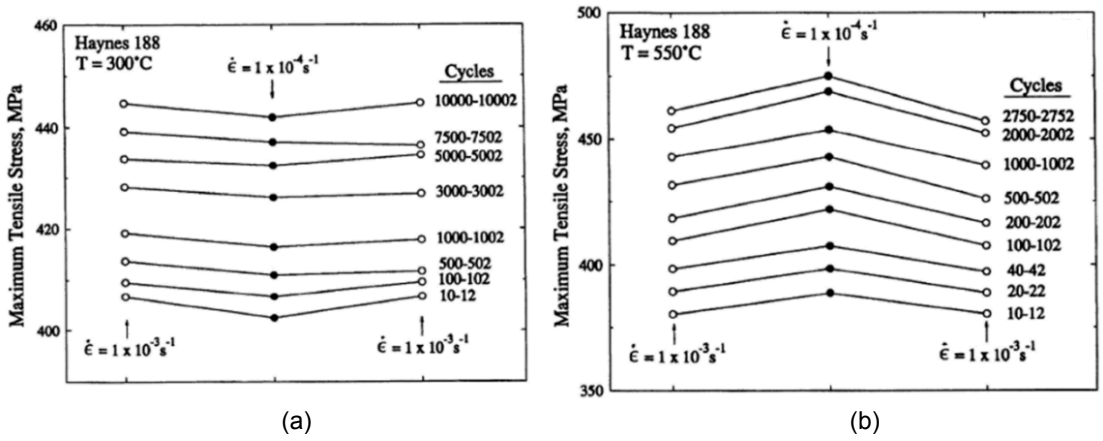


Figure 1.20 – *Schématisation de σ_{max} en fonction du nombre de cycles pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.4 %, R_ε = -1, $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-4}\ s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon} = 1.\ 10^{-3}\ s^{-1}$ (a) à 300 °C et (b) à 550 °C [Rao* et al.*, 1997]*

La plupart des études se focalisent sur l'étude du comportement du HAYNES® 188 à haute température sous des conditions de fatigue oligocyclique. En revanche, l'étude de [Chen *et al.*, 2001] évoque l'influence du temps de maintien en traction sur le comportement et la durée de vie du HAYNES® 188 en conditions de fatigue oligocyclique. Les essais ont

été conduits sous air, à 816 °C et 927 °C, sur des éprouvettes rectangulaires plates (l= 6.4 mm et e= 3.2 mm dans la zone utile). L'amplitude de déformation imposée est de 0.5 % avec un rapport de déformation R_ε= -1 et une fréquence de 1 Hz. Deux types d'essais ont été menés jusqu'à rupture de l'éprouvette testée : sans temps de maintien et avec temps de maintien de 2 , 10 et 60 minutes. L'introduction d'un temps de maintien conduit à une diminution de la durée de vie pour les deux températures testées. Les auteurs ont lié ce résultat à l'endommagement par oxydation et fluage qui dépend du temps de maintien et qui est activé par la température. L'oxydation du HAYNES® 188 contribue à l'accélération de l'amorçage et par suite de la propagation de fissures. Le fluage durant les essais à temps de maintien peut aussi avoir un effet sur cette diminution de la durée de vie. A 927 °C, les temps de maintien de 2 et 10 minutes entraînent une diminution très significative de la durée de vie par rapport à l'essai de fatigue sans temps de maintien. En revanche, en appliquant 60 minutes de temps de maintien, une faible diminution de la durée de vie a été constatée par rapport au temps de maintien de 10 minutes.

Les essais sans temps de maintien sont caractérisés par un durcissement cyclique qui est plus modéré à 927 °C (Figure 1.21). En revanche, l'application d'un temps de maintien fait apparaître un adoucissement cyclique et met en évidence l'effet de la température sur le comportement cyclique du matériau. Les auteurs expliquent que le durcissement cyclique est lié à la densité de dislocations tandis que l'application d'un temps de maintien offre plus de temps aux dislocation pour qu'elles se réarrangent entre-elles.

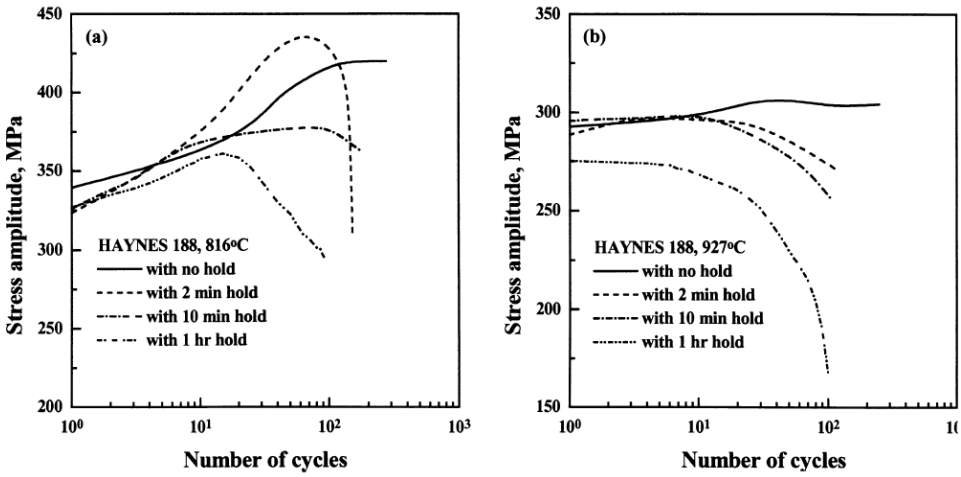


Figure 1.21 – *Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles (a) à 816 °C et à (b) 927 °C [Chen et al., 2001]*

Des études de fatigue-fluage à haute température allant de 649 jusqu'à 927 °C ont été conduites avec et sans temps de maintien [Lee *et al.*, 2007,Lee *et al.*, 2008,Lee *et al.*, 2009]. Les essais de l'étude [Lee *et al.*, 2009] ont été conduits en conditions de fatigue oligocyclique à 816 et 927 °C avec une amplitude de déformation ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$) de 0.2 % et 1 % sur des éprouvettes plates (l= 12.8 mm et e= 3.2 mm dans la zone utile). D'autres essais de fatigue [Lee *et al.*, 2008] ont été conduits dans les mêmes conditions isothermes, avec ou sans temps de maintien, sur des éprouvettes de type CT (Compact Tension) en imposant ΔK= 27.5 MPa$\sqrt{m}$. Les auteurs

ont constaté que l'augmentation de la température et l'application d'un temps de maintien mènent à une diminution du durcissement cyclique et une augmentation de l'adoucissement cyclique. Pour les essais sans temps de maintien, l'augmentation de la température fait diminuer la durée de vie du HAYNES® 188 [Lee *et al.*, 2009].

D'autre part, [Lee *et al.*, 2009] ont obtenu une bonne corrélation avec la loi de Manson-Coffin [Suresh, 1991, Manson, 1973] sur les essais à déformation imposée sans temps de maintien (Équation 1.34).

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \varepsilon'_f(2N_f)^{\mathrm{c}} + \frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^{\mathrm{b}} \tag{1.34}$$

où : $\frac{\Delta\varepsilon_t}{2}$, $\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ et $\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}$ sont respectivement les déformations totale, plastique et élastique, $2\mathrm{N}_f$ est le nombre de cycles à la rupture et E est le module de Young du matériau à la température testée. Les termes ε'_f, σ'_f, c et b sont respectivement le coefficient de ductilité en fatigue, le coefficient de la résistance à la fatigue et leurs exposants associés.

Comme observé sur les figures 1.22.a et 1.22.b, le modèle de type Manson-Coffin décrit correctement les résultats expérimentaux pour les deux températures [Lee *et al.*, 2009]. L'effet de l'augmentation de la température a été constaté dans cette étude pour le HAYNES® 188.

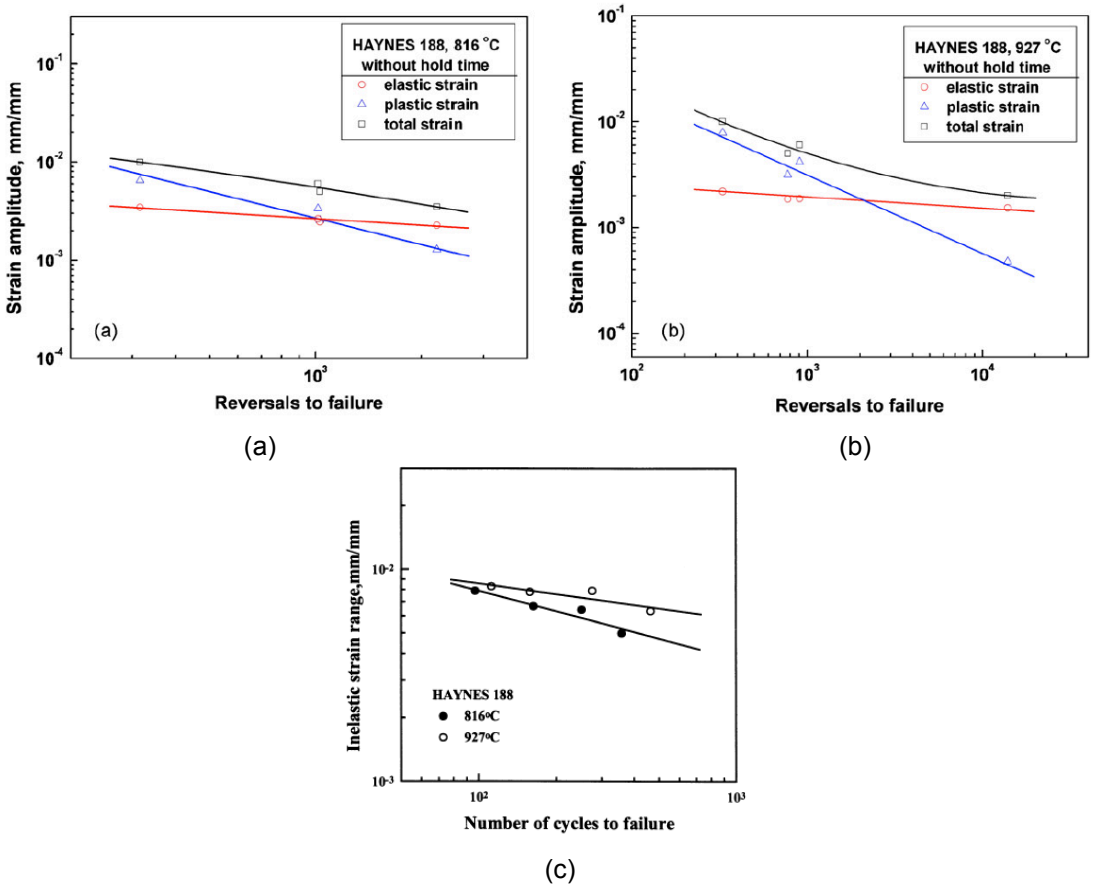


Figure 1.22 – *Représentation de type Manson-Coffin des essais de fatigue conduits sur le HAYNES® 188 (a) à 816 °C [Lee et al., 2009], (b) à 927 °C [Lee et al., 2009] et (c) à 816 °C et à 927 °C [Chen et al., 2001]*

Une bonne corrélation entre la durée de vie et la déformation inélastique a été constatée et modélisée avec le modèle de type Manson-Coffin [Chen *et al.*, 2001]. En revanche, [Chen *et al.*, 2001] l'ont appliquée en prenant en compte uniquement la composante inélastique de la déformation totale (Équation 1.35, Figure 1.22.c).

$$\Delta\varepsilon_{in} = BN_f^{-b} \tag{1.35}$$

Les auteurs ont constaté que la diminution de la durée de vie en appliquant un temps de maintien est accompagnée par l'augmentation de la déformation inélastique. Ils ont lié ce résultat à une forte relaxation de la contrainte nominale qui s'établit pendant le temps de maintien.

D'autres auteurs [Halford *et al.*, 1988, Möndel *et al.*, 1997, Rao *et al.*, 1997, Kalluri et P.J., 2000, Otin, 2007] ont également constaté que la loi de Manson-Coffin permet de modéliser correctement les essais en conditions de fatigue sur une large plage de températures (en allant de l'ambiante jusqu'à 1200 °C). La durée de vie en fatigue du HAYNES® 188 est fortement affectée par la plasticité même dans le domaine du vieillissement dynamique.

1.4.2.B Propagation de fissure sous chargement de fatigue

En ce qui concerne la propagation de fissure, [Chen *et al.*, 2001] ont constaté que la fissure a un caractère transgranulaire dominant sur sa propagation en conditions de fatigue sans temps de maintien pour des essais pilotés en déformation ($\Delta\varepsilon$= 1%) sur des éprouvettes à sections rectangulaires. Pour les essais conduits avec temps de maintien, les auteurs ont noté l'apparition d'un mode de propagation intergranulaire. Il ont lié cette apparence à l'oxydation et au fluage qui favorise la fragilisation des joints de grains et par suite la probabilité d'apparition du mode de propagation intergranulaire.

Les auteurs des études [Lee *et al.*, 2007, Lee *et al.*, 2008, Lee *et al.*, 2009] ont fait le même constat. Tous les faciès de propagation ont été potentiellement couverts de couches d'oxyde qui inhibent l'observation et l'identification des mécanismes de propagation. Par conséquent, les échantillons ont été découpés longitudinalement afin d'améliorer les observations microscopiques. Sur les faciès de rupture correspondants aux essais conduits à 816 °C sans temps de maintien, un amorçage multiple a été observé (Figure 1.23.a). La rupture est de type transgranulaire dans ce cas. L'application d'un temps de maintien de 60 minutes fait apparaître le mode intergranulaire de rupture sur le faciès de propagation à la même température d'essai et sous une déformation plus élevée (Figure 1.23.b). Les auteurs ont également constaté que la vitesse de propagation de fissure augmente avec la température et le temps de maintien ce qui engendre une durée de vie plus faible.

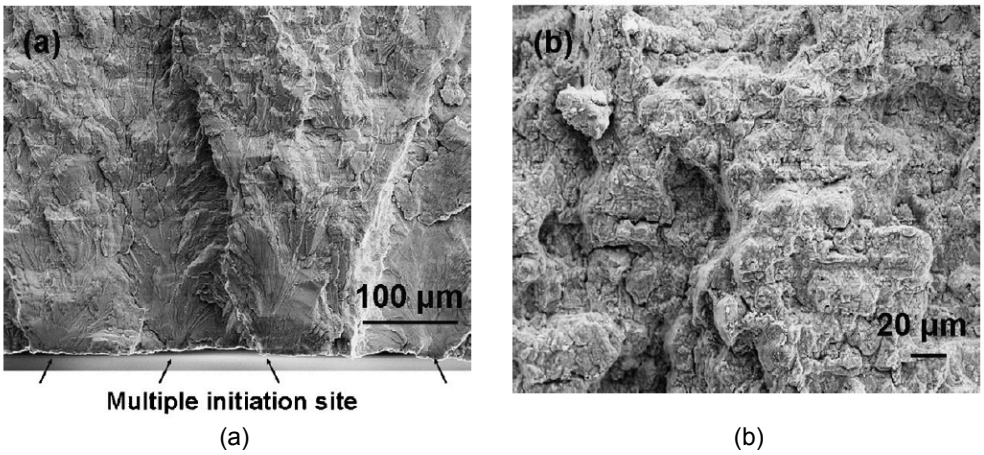


Figure 1.23 – *Faciès de propagation de fissure du HAYNES® 188 à 816 °C (a) sans temps de maintien,* $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ *= 0.35 % et (b) avec 60 minutes de maintien en traction,* $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ *= 0.5 % [Lee* et al.*, 2009]*

[Ohmura *et al.*, 1973] se sont intéressés à l'influence de la température et de la fréquence cyclique sur la propagation de fissure pour le HAYNES® 188. Les essais ont été conduits en imposant un facteur d'intensité de contraintes (ΔK) à 24 °C (température ambiante), 600 °C, 760 °C et 871 °C. Les éprouvettes testées sont de type CT pré-fissurées à la température ambiante. Le chargement imposé est séquentiel : plusieurs séquences par essai ont été réalisées en modifiant la fréquence : 0.01 Hz, 0.1 Hz, 1 Hz et 10 Hz. Le faciès de rupture présente ainsi un marquage du front de fissure pour chaque séquence. La longueur de fissure a été mesurée

par microscopie optique. Étant donné la courbure du front de fissure, trois longueurs de fissure ont été mesurées : sur les deux faces de l'éprouvette et au centre du faciès de rupture. Les auteurs ont défini trois types de vitesse de propagation de fissure : la première est mesurée en surface de l'éprouvette, la deuxième est mesurée au centre du front de la fissure et la troisième vitesse est mesurée en se basant sur les stries de fatigue marquées pendant le chargement cyclique. La figure 1.24 présente l'évolution des vitesses de propagation de fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte sur une éprouvette testée à 10 Hz à température ambiante. Le changement de pente observé sur la courbe de la vitesse en surface a été expliqué par les auteurs par la forme du front de fissure. Ce dernier étant courbé, il indique que la fissure est plus avancée au centre qu'en surface. Par conséquent, la vitesse en surface est ralentie. En ce qui concerne le décalage constaté entre la vitesse mesurée à partir des stries de fatigue et celle mesurée en surface, les auteurs lient ce résultat au fait que la fissure est plus active localement au niveau des stries qu'à une échelle micro. Ils décrivent la propagation comme discontinue et la partie du front des extrémités comme "front dormant". Pour chaque température et chaque fréquence, l'évolution de la vitesse de propagation de fissure (da/dN) en fonction de l'amplitude met en évidence la notion d'un seuil de fréquence (Figure 1.25). Il s'agit de la valeur de la fréquence au-delà de laquelle les résultats demeurent indépendants de la fréquence de sollicitation. La figure 1.25.c montre que plus la température est élevée, plus le seuil de fréquence est élevé. La direction de propagation de fissure est perpendiculaire à la direction du chargement imposé pour tous les essais. Le mode de rupture dépend essentiellement de la valeur de la fréquence cyclique appliquée. En effet, pour les fréquences de séquences inférieures à la valeur seuil, le faciès de rupture est de type intergranulaire. Au-delà de cette valeur, la propagation de fissure a un caractère transgranulaire. Pour une fréquence faible (0.1 Hz) et à 600 °C, le faciès de propagation présente un mode mixte intergranulaire pour un ΔK faible et transgranulaire pour ΔK élevé.

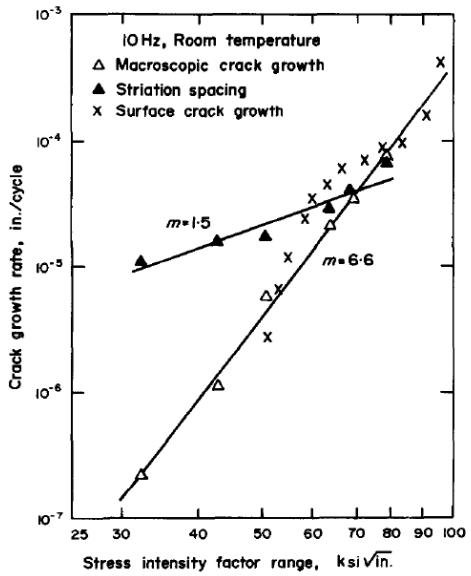


Figure 1.24 – *Influence de la température et de la fréquence séquentielle sur la vitesse de propagation de fissure à température ambiante [Ohmura* et al.*, 1973]*

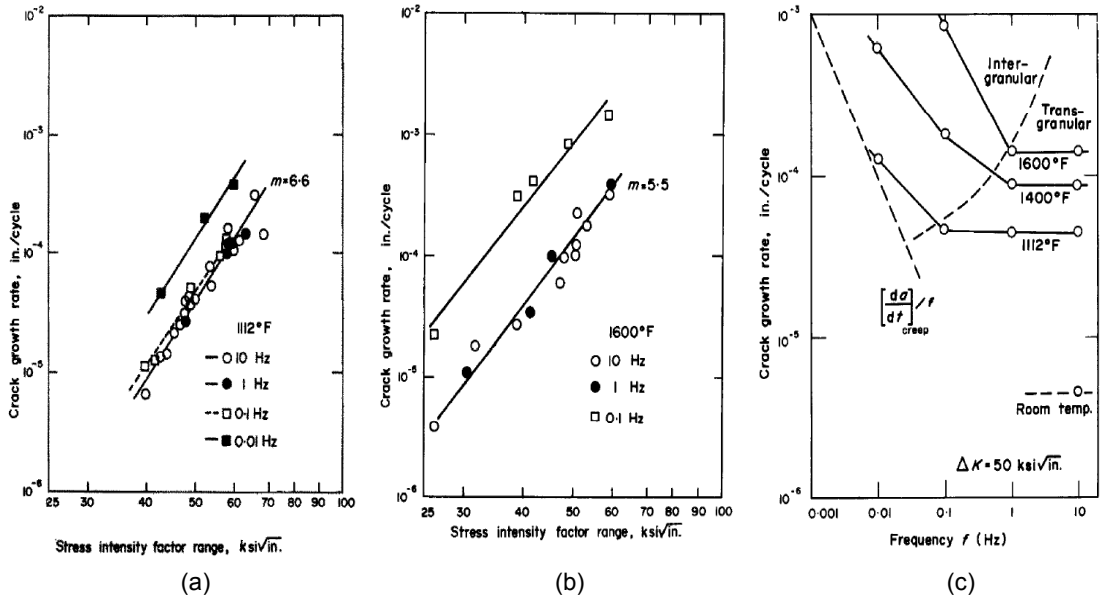


Figure 1.25 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK (a) à 600 °C, (b) à 871 °C et (c) en fonction de la fréquence [Ohmura* et al.*, 1973]*

Une étude plus récente de fissuration en conditions de fatigue uniaxiale sur le HAYNES® 188 a été menée [Salgado Goncalves, 2013, Maurel *et al.*, 2017]. Le chargement mécanique de fatigue s'étend de la plasticité confinée vers la plasticité généralisée en isotherme à 900 °C. Une amplitude de déformation ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$) a été appliquée sur des éprouvettes de géométrie originale

multi-perforées inspirée de la géométrie des éprouvettes de type SENT [Soniak et Remy, 1990, Grison et Remy, 1997]. Deux fréquences d'essai ont été testées : 0.1 ou 0.5 Hz. Le chemin de fissure est plus ou moins complexe selon le type du chargement imposé. La position angulaire des fissures par rapport au plan médian est comprise entre 0 et ± 15 ° pour les faibles niveaux de chargement. A fort niveau de déformation imposée, la plage de position angulaire est plus importante. [Salgado Goncalves, 2013] a constaté que quel que soit le niveau du chargement, un scénario de propagation de fissure a été suivi. Un réseau de micro-fissures s'amorce et se propage au voisinage des bordures des trous jusqu'à coalescence. Une fissure traversante est par suite formée et se propage jusqu'à atteindre une valeur critique définie de 600 à 800 μm. La dernière phase consiste à la coalescence entre les fissures issues des trous central et latéraux. La longueur de fissure a été mesurée par la méthode optique en faisant des mesures interrompues entre les séquences du chargement. De plus, une méthode du potentiel électrique a été utilisée afin de mesurer la longueur de fissure. Les valeurs mesurées à l'aide des deux méthodes sont cohérentes (Figure 1.26.a). Les vitesses de propagation de fissure associées sont comprises entre 10^{-8} et 10^{-4} m/cycle (Figure 1.26.b).

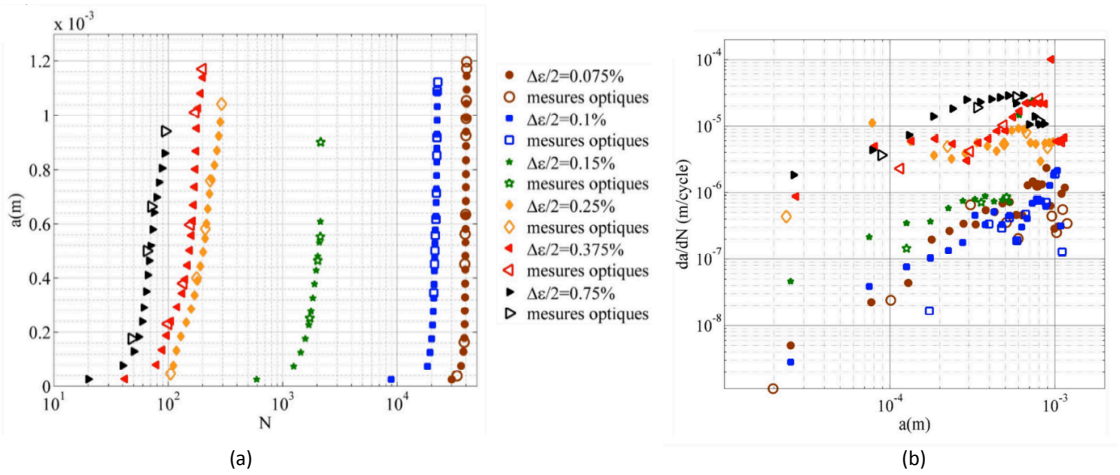


Figure 1.26 – *(a) Évolution de la longueur de fissure a en fonction du nombre de cycles et (b) évolution de la vitesse de propagation de fissure da/dN en fonction de a [Salgado Goncalves, 2013]*

Une analyse des faciès de rupture a été également effectuée dans le cadre de cette étude ce qui a permis de déduire que le niveau de chargement imposé joue un rôle important sur le processus d'endommagement. Le mode de propagation est mixte à faible niveau de déformation imposée. En revanche, il est majoritairement intergranulaire à fort niveau de déformation.

L'intéraction de type fatigue-oxydation n'a pas été étudiée. L'auteur a cependant constaté que la déformation plastique participe à l'amplification des phénomènes d'oxydation tels que la formation d'amas d'oxyde sur des grains et de bourrelets au niveau des joints de grains.

1.5 Moyens d'essais en conditions de fatigue multiaxiale

La plupart des composants de structures sont soumis à des conditions de chargements complexes par exemple liées aux zones de concentration de contrainte. En particulier, les composants utilisés à haute température sont soumis à des chargements mécaniques et thermiques superposés menant à l'endommagement par fatigue et/ou fluage multiaxiaux. Les modèles de prédiction de la durée de vie moyennant les techniques conventionnelles ou avancées exigent une étude expérimentale en conditions multiaxiale adaptée afin de vérifier les hypothèses proposées.

Dans la littérature, de nombreuses études ont porté sur l'optimisation de la géométrie de l'éprouvette testée afin d'appliquer un chargement en fatigue multiaxiale à l'aide de machine à un seul système de chargement. Parmi ces études, on cite [Zouani *et al.*, 1996, Zouani *et al.*, 1999] qui a mis en place un essai de fatigue biaxiale sur une éprouvette en acier inoxydable 304L (Figure 1.27).

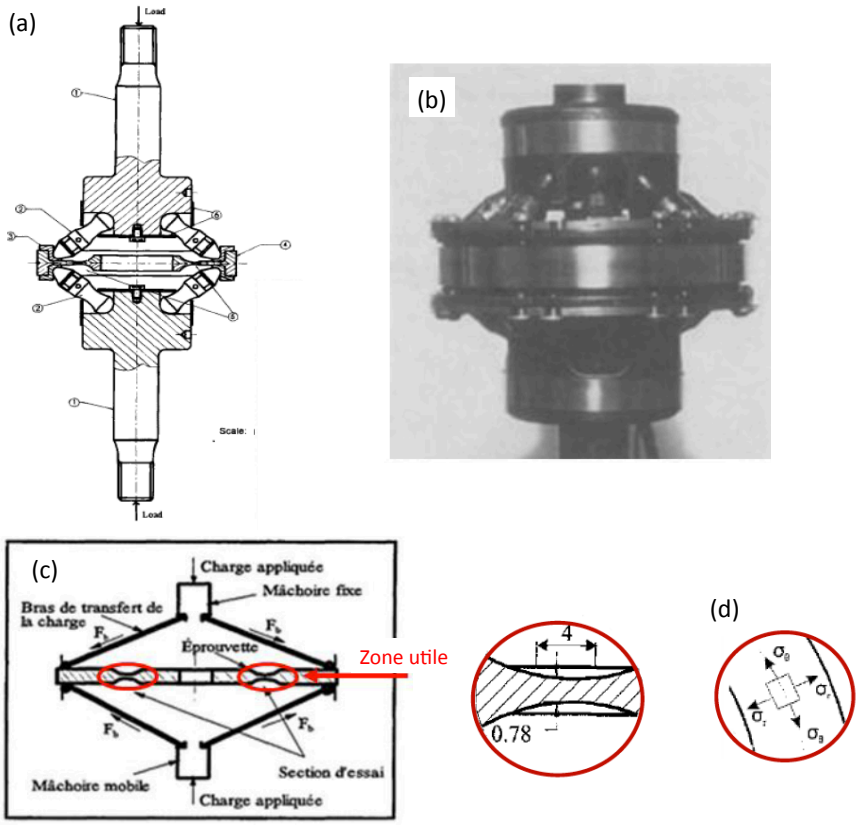


Figure 1.27 – *Dispositif expérimental multiaxial [Zouani* et al.*, 1996, Zouani* et al.*, 1999]*

La géométrie proposée de l'éprouvette est en forme de disque creux contenant une section annulaire réduite. Une machine uniaxiale armée de cellule de transfert de charge permettant, par l'intermédiaire des plaques de transmission de charge, d'imposer 16 bars sur l'épaulement de l'éprouvette. Par conséquent, un état de contrainte biaxial et uniforme sur la surface de l'éprouvette est créée selon les deux directions tangentielle et radiale par l'effort axial

(Figure 1.27.d). Les essais sont pilotés en contrôle de force avec une fréquence de 0.1 Hz. Deux températures d'étude ont été testées : l'ambiante et 200 °C. La variation du rapport de charge a été assurée par une modification d'une dimension de l'éprouvette, en conservant les autres dimensions constantes [Zouani *et al.*, 1999]. Afin d'enregistrer simultanément les déformations radiale et tangentielle au niveau de la section annulaire réduite, des rosettes ont été placées sur la surface supérieure de l'éprouvette.

Une géométrie similaire a été utilisée par [Koutiri *et al.*, 2013] sur l'alliage Al-Si (AlSi7Cu05 Mg03-T7) en conditions de fatigue biaxiale à grands nombres de cycles. En revanche, une seule face de l'éprouvette contient une cuvette (Figure 1.28.a). L'autre face est plane sans réduction d'épaisseur (Figure 1.28.b). Afin de détecter l'amorçage de fissures et de vérifier l'état de la déformation, une jauge de déformation uniaxiale est placée au centre de la surface réduite de l'éprouvette (Figure 1.28.a). L'éprouvette est montée sur une machine uniaxiale de type INSTRON 8802 contenant un dispositif de flexion (Figure 1.28.c). La fréquence testée est de 20 Hz. Le rapport de charge est égal à 0.1. Les auteurs ont constaté que l'endommagement du matériau dans les conditions de l'étude ne dépend pas du type du chargement : il est le même pour un chargement uniaxial ou biaxial. D'autre part, l'amorçage de fissures a été localisé au niveau des porosités du matériau.

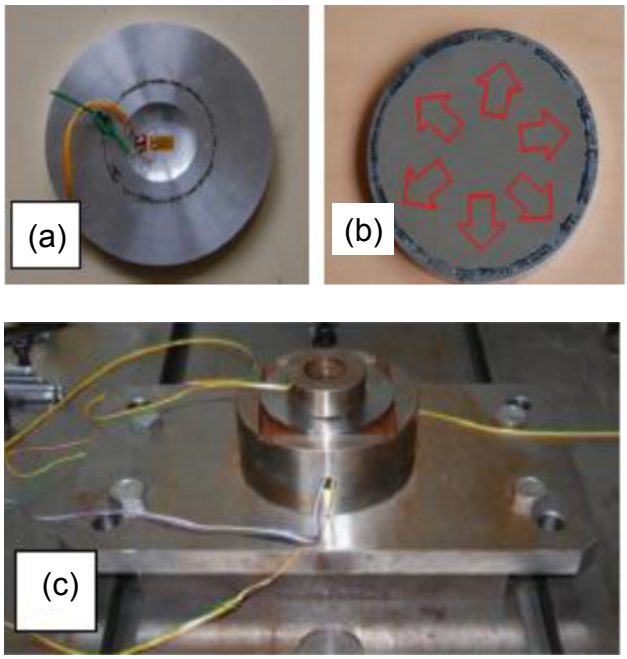


Figure 1.28 – *(a) Face avant et (b) face arrière de l'éprouvette biaxiale montée sur (c) le dispositif expérimental de [Koutiri* et al.*, 2013]*

Plus récemment, une étude [Bradai, 2014] dans le cadre des structures pour le nucléaires a été effectuée sur deux aciers inoxydables austénitiques 316L et 304L-CLI. Un dispositif équibiaxial FABIME2 a été développé au CEA Saclay afin de mener des campagnes d'essais équibiaxiés (Figure 1.29.a). L'éprouvette portant le nom du dispositif, est sous forme de disque de diamètre 170 mm présentant une cuvette au centre. Des accessoires tels que des jauges et des rosettes, ont été placées sur la surface de l'éprouvette testée afin d'enregistrer

les déformation radiale et tangentielle (Figure 1.29.b). Les modes de pilotage disponibles selon ce dispositif sont en pression et en déplacement mesuré à l'aide d'un capteur LVDT (Figure 1.29.c). Des capteurs de pression ont été utilisés pour contrôler la pression sur les deux faces de l'éprouvette. Le suivi de la propagation de fissure a été assuré par des caméras BAUMER de type EXG50 placées au niveau des hublots. Cette étude vise à identifier l'impact de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue. Les résultats expérimentaux ont permis de souligner un effet aggravant du chargement en fatigue équibiaxiale sur l'amorçage de fissures.

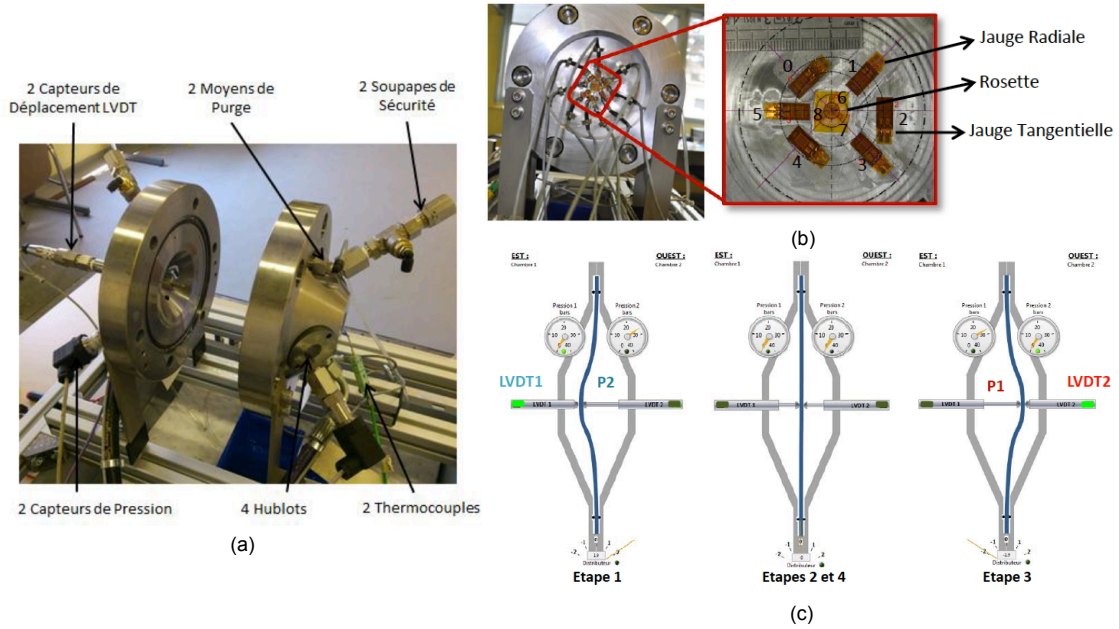


Figure 1.29 – *(a) Montage et (b) éprouvette FABIME2 et (c) chargement appliqué [Bradai, 2014]*

D'autres géométries d'éprouvettes ont été utilisées dans la littérature afin de réaliser des essais en condition de fatigue multiaxiale. Des études en traction/torsion sous des conditions de fatigue ou fatigue-fluage ont été conduites sur des éprouvettes tubulaires [Ohnami et Sakane, 1978, Zamrik et Zahiri, 1987, Zamrik, 1990, Hamada, 1992, Weiss et Pineau, 1993]. Les éprouvettes biaxiale de type cruciforme garantissent une distribution contrôlée et constante du champs de contrainte au sein de la zone utile pendant une large gamme de longueurs de fissures [Liu *et al.*, 1979, Brown et Miller, 1985].

Différentes géométries d'éprouvettes cruciformes ont été proposées et testées dans la littérature. Citons par exemple, [Pook et Holmes, 1976] qui ont utilisé une éprouvette cruciforme plate contenant des entailles longitudinales au niveau des bras de l'éprouvette. [Beck, 1973] avait proposé une éprouvette sous forme de plaque carrée. Le chargement est imposée au niveau des bords de la plaque. [Liu *et al.*, 1979] ont conçu une géométrie d'éprouvette cruciforme destinée à conduire des essais en fatigue biaxiale afin de déterminer la vitesse de propagation de fissure pour différents taux de biaxialité imposés. Il s'agit d'une éprouvette cruciforme de longueur 597 mm contenant au centre une réduction de l'épaisseur. Une étude par éléments finis a permis aux auteurs d'optimiser les dimensions de la géométrie proposée afin d'assurer une bonne distribution des contraintes. Les auteurs ont constaté que

dans les conditions des essais imposés, la vitesse de propagation de fissure est peu sensible au taux de biaxialité. [Brown et Miller, 1985] ont étudié la propagation de fissure en conditions de contrainte imposée à haute température. Le chauffage a été effectué à l'aide d'un système de chauffage à cinq zones [Brown, 1982] permettant d'uniformiser la distribution de la température et d'éviter les contraintes thermiques. Le chargement traction/compression a été imposé sur une éprouvette cruciforme plate de longueur 240 mm contenant un trou central. Une entaille de part et d'autre du trou central fait une longueur totale de 4 mm. Les vitesses de propagation de fissure ont été déterminées pour différentes conditions de chargement.

Parmi les études récentes menées sur des éprouvettes cruciformes, citons [Barbier, 2009]. Ce dernier s'est intéressé à la fatigue à grands nombres de cycles sur un alliage de titane TA6V et un acier inoxydable 304L-CLI. Le chargement de fatigue est régi par l'application d'une traction/compression cyclique sur des éprouvettes plates en croix (Figure 1.30.a). Des rosettes ont été placées sur les deux faces afin d'éviter la flexion lors du montage de l'éprouvette (Figure 1.30.b). Les essais biaxiaux sont réalisés sur une machine triaxiale ASTREE accompagnée de plusieurs accessoires comme présente la figure 1.30.c. La mise en place du dispositif expérimental a été rigoureusement faite afin de suivre la déformation au cours de l'essai via la technique de corrélation d'images. La campagne d'essais sur le 304L a été menée en conditions de fatigue équibiaxiale avec une fréquence de 10 Hz, à une température de 40 °C au centre de l'éprouvette. Les essais sur l'alliage de titane ont été conduits à température ambiante, avec une fréquence de 20 Hz et en imposant un chargement équibiaxial.

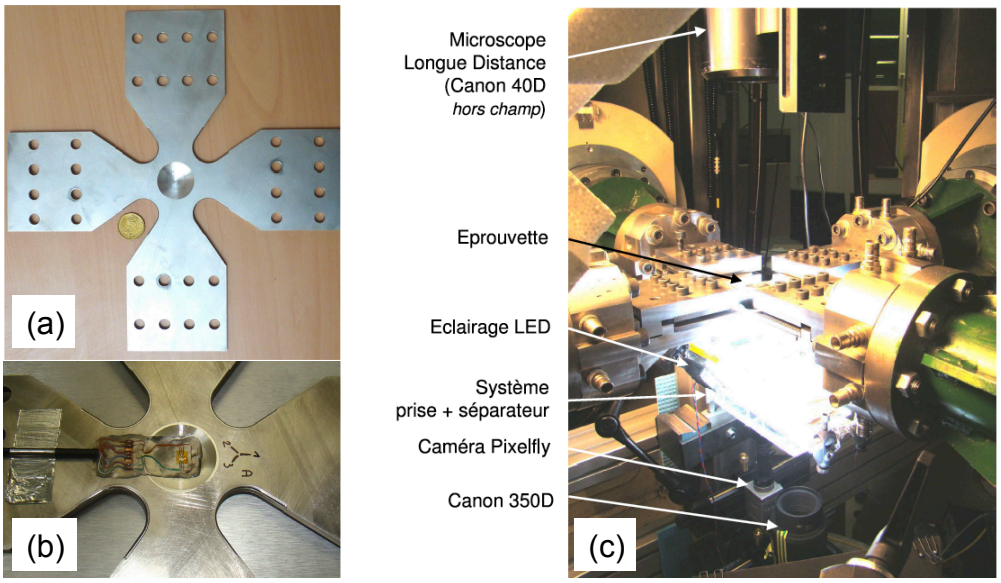


Figure 1.30 – *(a) Géométrie de l'éprouvette cruciforme, (b) rosettes placée en surface et (c) montage expérimental [Barbier, 2009]*

Un dispositif expérimental de fatigue thermo-mécanique biaxiale a été développé en coopération entre IfW Darmstadt et INSTRON Ltd [Berger, 2002]. Il est composé d'une machine biaxiale coplanaire INSTRON équipée d'un système de chargement à haute rigidité et de quatre vérins hydrauliques de capacité maximale égale à 250 kN positionnés selon

deux axes (Figure 1.31.a). Cette étude porte sur la propagation de fissure en conditions de fatigue et de fatigue-fluage biaxiaux sur un acier et un alliage à base de Nickel [Samir *et al.*, 2006, Cui *et al.*, 2013]. La géométrie de l'éprouvette présente une cuvette et est donnée dans la figure 1.31.b. La zone utile de cette éprouvette est de 15 mm de diamètre et de 2 mm d'épaisseur. Les essais isothermes sont conduits à une température de consigne maximale égale à 600 °C contrôlée par un thermocouple. Le chauffage de l'éprouvette est assuré par le chauffage par induction en utilisant un inducteur en bobinage de cuivre (Figure 1.31.c). Le champ de température est enregistré par une caméra de thermographie infra rouge (Figure 1.31.d). Les essais biaxiaux sont pilotés en déformation qui est mesurée par un extensomètre à doigts en alumine spécifique à la haute température (Figure 1.31.c). Les auteurs ont constaté que le nombre de cycles à l'amorçage est plus faible dans le cas des essais de fatigue thermo-mécanique par rapport aux essais de fatigue isotherme pour l'acier étudié.

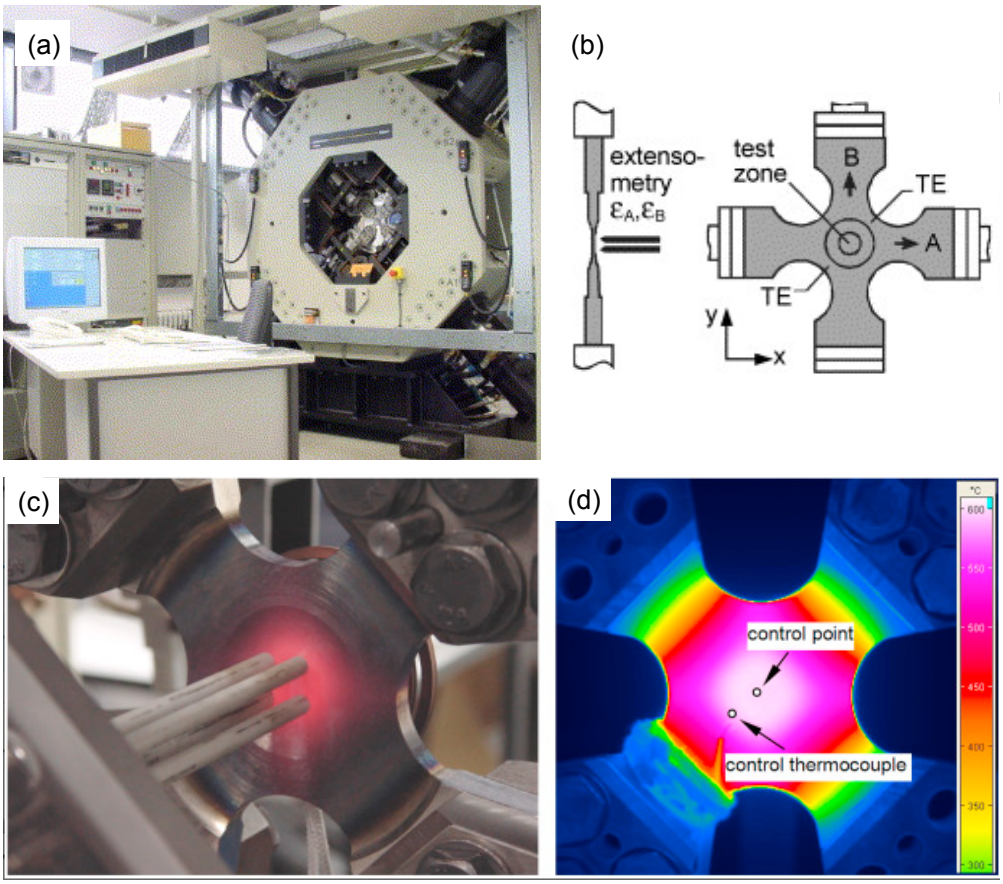


Figure 1.31 – *(a) Dispositif expérimental, (b) géométrie de l'éprouvette, (c) mesure de déformation par extensomètre spécifique à haute température et (d) mesure thermique par thermographie [Samir* et al.*, 2006, Cui* et al.*, 2013]*

Une machine similaire a été utilisée par d'autres auteurs afin d'étudier le comportement en fatigue oligocyclique biaxiale à haute température en régime isotherme et en fatigue thermo-mécanique d'un superalliage à base de Nickel Waspaloy ™ [Kulawinski *et al.*, 2014, Kulawinski *et al.*, 2015] et d'un acier ferritique 16Mo3 [Kulawinski *et al.*, 2017b, Kulawinski

et al., 2017a] (Figure 1.32.a). La capacité maximale de la cellule de charge de cette machine est égale à 100 kN. Le chauffage de l'éprouvette est assuré à l'aide d'un inducteur de forme cylindrique. La mesure des déformations au niveau de la zone utile de l'éprouvette, et, selon les deux axes de chargement est effectué en utilisant un extensomètre orthogonal (Figure 1.32.b). La géométrie de l'éprouvette cruciforme est donnée dans la figure 1.32.c. Le champ de température est contrôlé par des thermocouples de type K (Alumel et Chromel) et enregistré à l'aide d'une caméra thermique. La figure 1.33.a présente le champ thermique obtenu dans le cas d'un essai sur le Waspaloy ™ en régime isotherme à 650 °C. La zone utile de l'éprouvette est uniformément chauffée présentant une forme circulaire au centre dont les auteurs confirment que c'est une caractéristique de l'inducteur utilisé. Par ailleurs, la forme est plutôt carrée en allant vers les bras de l'éprouvette. Les profils tracés selon deux directions présentent un palier de température maximale qui est plus large à 45 ° (Figure 1.33.b). Les auteurs concluent que pour les plages de température testées, la condition de fatigue équibiaxiale conduit à des durées de vie similaires aux essais en conditions de fatigue uniaxiale.

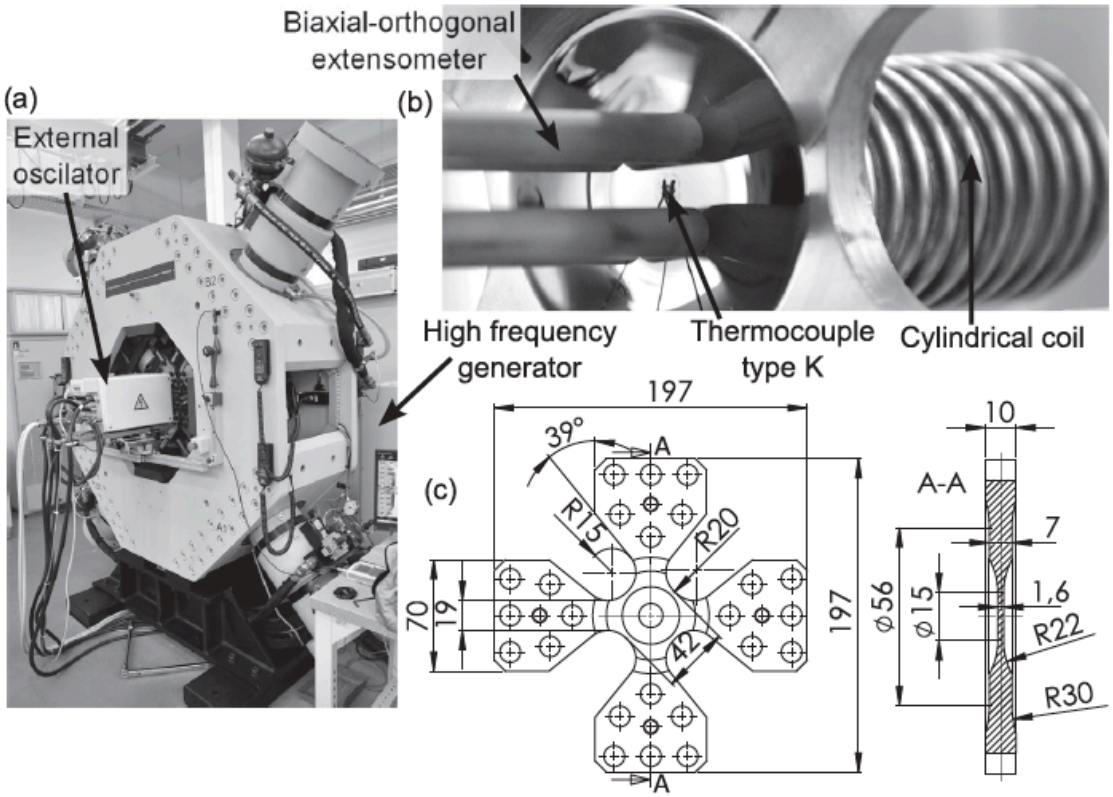


Figure 1.32 – *(a) Dispositif expérimental, (b) mesure de déformation par extensomètre spécifique à haute température et chauffage par induction et (c) géométrie de l'éprouvette [Kulawinski* et al.*, 2015]*

48

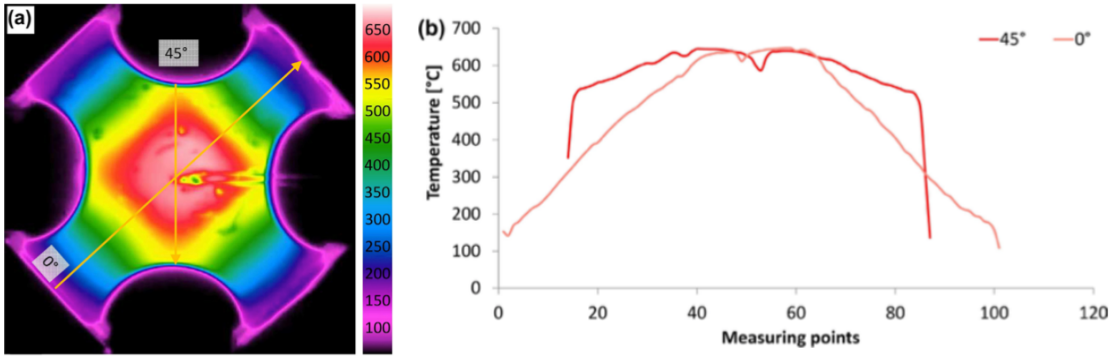


Figure 1.33 – *(a) Champ thermique, (b) profils associés au champ thermique mesuré par thermographie [Kulawinski et al., 2014]*

La machine biaxiale coplanaire INSTRON a été également utilisée au Centre des Matériaux dans le cadre de plusieurs études : essentiellement en conditions de fatigue (à haute température [Wang, 2013] et à température ambiante [Abecassis, 2017]), mais aussi en conditions de chargement mécanique monotone à température ambiante [Sapardanis, 2016] ou en transitoire thermique [Chaieb, 2019], ou pour des trajets de chargements complexes à température ambiante [Coudon, 2017]. Nous ne présentons ici que les travaux en fatigue.

La mise en place de ce banc d'essais, les réglages des paramètres d'asservissement des vérins (PID) et les techniques de mesures associées ont été établis dans le cadre du projet *PRC Structures Chaude*[Wang, 2013]. Cette étude porte sur la fissuration à haute température en conditions de fatigue oligocyclique sur le superalliage HAYNES® 230 [Haynesintl,]. Les éprouvettes utilisées sont de type cruciformes de dimensions 196,7 mm x 196,7 mm x 9,5 mm à épaisseur constante ou à réduction d'épaisseur au centre de l'éprouvette. Ce qui nous intéresse dans cette étude est la méthode proposée pour chauffer les éprouvettes d'essais. L'étude thermique effectuée pendant ces travaux constituent une base de données pour notre étude thermique. Elle sera présentée dans le chapitre 3 comme référence.

49

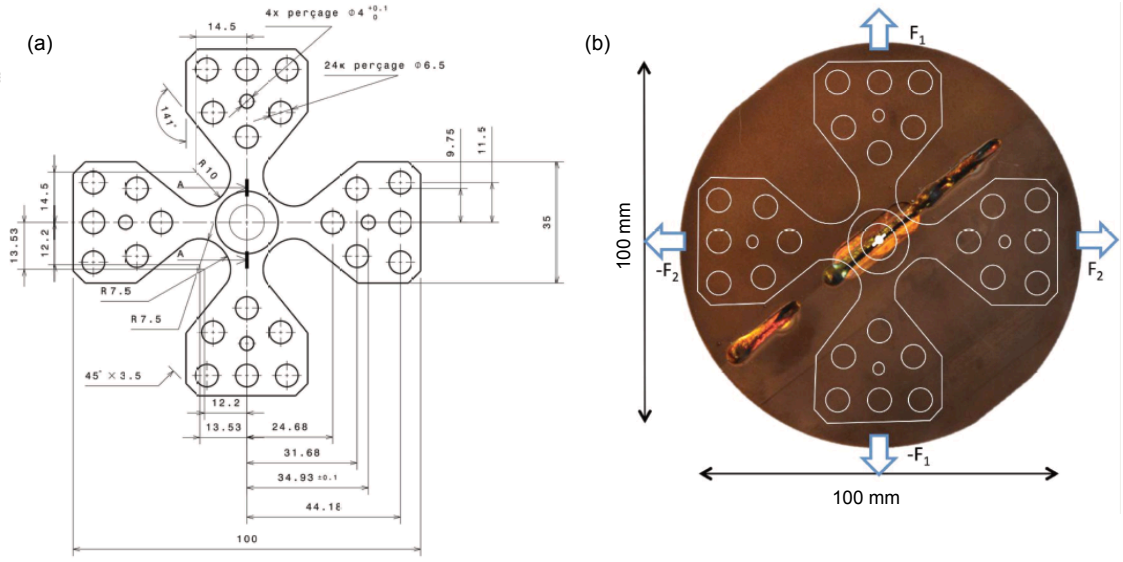


Figure 1.34 – *Géométrie de l'éprouvette cruciforme [Abecassis, 2017]*

Une autre étude de fissuration en fatigue a été effectuée en utilisant la même machine [Abecassis, 2017]. Les campagnes d'essais sont conduites à température ambiante pour les alliages base Ti Ti17 et Ti6242. Le chargement est à effort imposé par séquence en changeant le rapport de charge afin de modifier le taux de biaxialité et le chemin de fissure. Les éprouvettes cruciformes testées sont de dimensions plus petites et contiennent une entaille au centre, et une cuvette sur les deux faces (Figure 1.34). Une conception et fabrication de nouveaux mors d'adaptation ont été réalisées pour assurer le montage de cette nouvelle géométrie sur la machine. La longueur de fissure a été mesurée par deux méthodes : par suivi optique et par la méthode de différence de potentiel. Cette dernière méthode n'a toutefois pas donné de résultats satisfaisants en terme de sensibilité pour pouvoir être adaptée à haute température. L'interaction entre la fissuration et la microstructure a été étudiée pour les deux matériaux de l'étude. Un des résultats notables de cette étude est l'extrême sensibilité des différents modes de fissuration en fonction de la géométrie 3D de la fissure. Pour une sollicitation en mode I ou en mode I+II, dès lors que la fissure devient rugueuse (du fait des interactions avec la microstructure) ou se déverse, la contribution du mode III devient essentielle dans l'analyse de la vitesse de propagation.

Nous avons également utilisé cette machine dans notre campagne d'essais biaxiaux à haute température. Les modifications de méthodologie et de paramètres d'essais seront présentés dans le chapitre 3.

1.6 Synthèse

De nombreux modèles sont proposés pour modéliser la propagation de fissure en fatigue. Pour les modèles de prévision de la durée de vie, les approches énergétiques sont les plus efficaces. En ce qui concerne les modèles en vitesse de propagation de fissure, dans les conditions de plasticité étendue, l'approche reposant sur l'intégrale J n'est plus valide. Tomkins met ainsi le poids sur l'amplitude de la déformation plastique dans le calcul de la vitesse de propagation de fissure en fatigue oligocyclique. Les modèles de propagation qui couvrent à la fois les hauts et faibles niveaux de déformation sont ceux reposant sur les approches énergétiques. Aucun modèle en propagation en conditions multiaxiales en fatigue oligocyclique n'existe.

Le matériau HAYNES® 188 présente un comportement compliqué régi par un vieillissement dynamique (PLC), pour une plage de température allant de 300 jusqu'à 850 °C. Il a été étudié principalement en conditions de fatigue uniaxiale sur différentes géométries d'éprouvettes et à hautes températures. L'effet de la multiaxialité a été rarement évoqué dans la littérature malgré l'utilisation de ce matériau dans des applications soumises à des chargements multiaxiaux sévères.

Différents moyens d'essais en conditions de fatigue multiaxiale existent dans la littérature essentiellement pour l'étude de la durée de vie. Peu d'études sont consacrées au domaine de la fatigue multiaxiale oligocyclique à haute température. Très peu d'éléments et de données existent dans la littérature en ce qui concerne la propagation de fissure en conditions multiaxiales.

La présente étude porte sur la propagation de fissure dans le domaine de fatigue oligocyclique sous des conditions de chargement multiaxial à haute température.

Chapitre 2

Fissuration en conditions de fatigue uniaxiale à haute température

Dans ce chapitre, nous présentons brièvement la base de données expérimentales réalisées en conditions de fatigue uniaxiale oligocyclique isotherme. Ces essais ont été réalisés au Centre des Matériaux dans le cadre du projet ANR SEMAFOR. La géométrie de l'éprouvette testée est de type SENT (Single Edge Notch Tension). Les essais sont conduits à haute température, le chargement est appliqué en déformation imposée. D'une part ces essais servent d'essai de référence pour l'analyse multiaxiale et d'autre part ces essais permettent d'établir les mécanismes de propagation de fissure en plasticité généralisée.

Sommaire

2.1 Méthodologie expérimentale **57**
2.1.1 Dispositif expérimental et principe de l'essai 57
2.1.2 Principe de mesure de la longueur de fissure 60
2.1.3 Conditions et chargement 61
2.2 Comportement et propagation en fatigue en conditions de plasticité généralisée **62**
2.2.1 Évolution du comportement macroscopique 62
2.2.2 Analyse de la durée de vie 64
2.2.3 Propagation de fissure 66
2.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure **67**
2.3.1 Amorçage et propagation de fissure 68
2.3.2 Déversement de fissure 74
2.3.3 Analyse du sillage plastique 78
2.4 Mécanismes de propagation **82**
2.4.1 Micro-fissures 82
2.4.2 Analyse de la surface de propagation de fissure par EBSD 85
2.4.3 Observations fractographiques 90
2.5 Synthèse **96**

2.1 Méthodologie expérimentale

Nous présentons ici la méthodologie adoptée pour les essais réalisés sur des éprouvettes de type SENT, essais réalisés au *Centre des Matériaux* dans le cadre des stages [Fontanet, 2015, Benjamaa, 2017].

2.1.1 Dispositif expérimental et principe de l'essai

Il s'agit d'effectuer des essais de propagation de fissure en conditions de plasticité généralisée à haute température. Pour ce faire, une géométrie d'éprouvette SENT (Single Edge Notch Tension) à simple entaille latérale a été choisie [Grison et Remy, 1997, Soniak et Remy, 1990].

Le plan de l'éprouvette de type SENT est représentée sur la Figure 2.1. La largeur (W) de l'éprouvette est de 18 mm, l'épaisseur de 4 mm, pour une longueur utile de 20 mm. L'entaille a une profondeur de 0,9 mm de longueur réalisée par électroérosion avec un fil de 0,2 mm de diamètre.

Afin de faciliter les observations optiques lors du suivi de fissuration et d'éviter les artefacts pouvant résulter de défauts de surface, les faces planes des éprouvettes sont polies avant de réaliser les essais. L'entaille est laissée dans son état brut après électro-érosion. Le polissage s'effectue à l'aide d'un dispositif automatisé utilisant des meules de différentes tailles de grains de SiC (180 μm, 320 μm et 600 μm) et une finition à la pâte diamantée (15 μm, 6 μm, 3 μm).

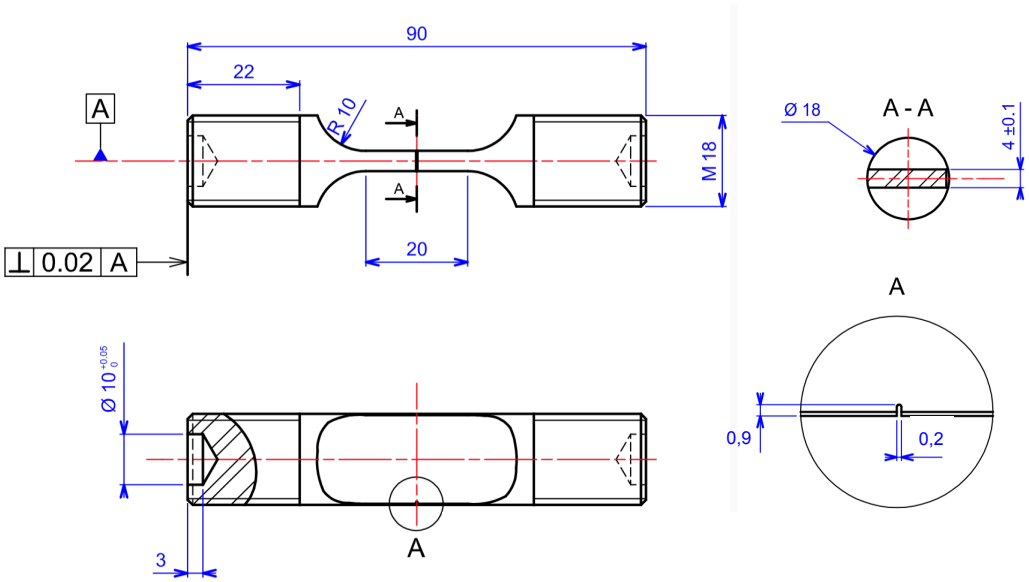


Figure 2.1 – *Géométrie de l'éprouvette uniaxiale SENT*

Le dispositif expérimental est composé de trois ensembles :

- Une machine INSTRON 8502 de traction uniaxiale à vérin hydraulique de capacité 50 kN. Elle est équipée d'un four à lampes halogènes permettant de chauffer l'éprouvette sous des conditions isothermes. Un extensomètre à tiges en alumine, conçu et développé au *Centre des Matériaux*. D'autres accessoires sont aussi utilisés lors du montage de l'éprouvette (Figure 2.2.b).
- Un système de régulation de température Eurotherm permettant de contrôler la température de consigne et de la mesurer à l'aide d'un thermocouple à deux fils en Chromel/Alumel, de type K (Figure 2.2.c).
- Deux dispositifs permettant de suivre la propagation de fissure, l'un est un microscope optique numérique KEYENCE VHX Z00 (Figure 2.2.a), l'autre, est constitué d'un suiveur électrique de fissure combiné avec le suivi optique.

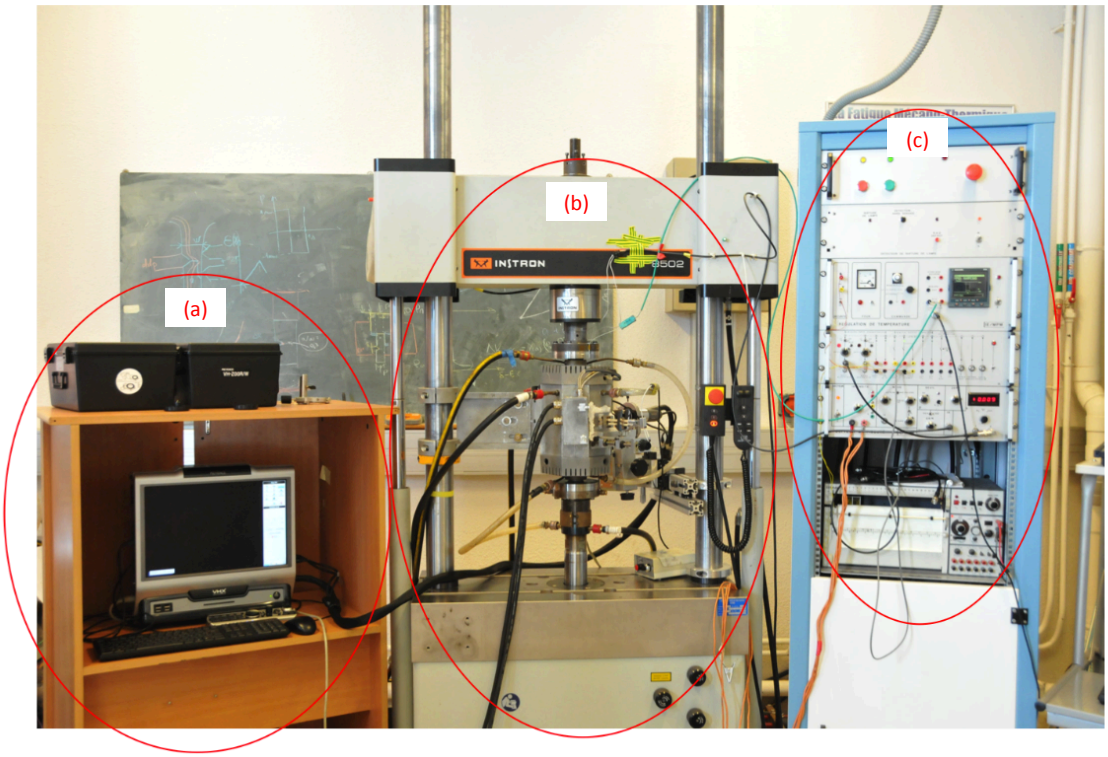


Figure 2.2 – *(a) Système de suivi de fissure par microscopie optique numérique, (b) machine de traction Instron et (c) partie commande de température et du suiveur électrique de fissure [Fontanet, 2015]*

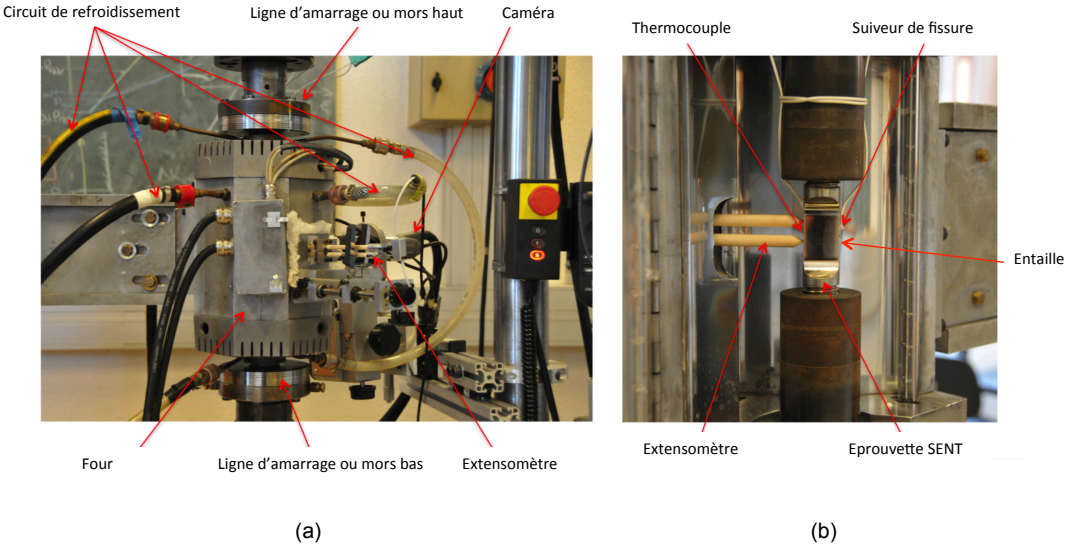


Figure 2.3 – *Détails (a) du four à lampes halogènes et (b) du montage de l'éprouvette sur la machine [Fontanet, 2015]*

Les étapes détaillées de la procédure expérimentale sont listées dans l'annexe A.

Le principe du déroulement d'un essai en conditions de fatigue uniaxiale réalisé à haute température sur une éprouvette de type SENT est schématisé sur la figure 2.4. L'essai est considéré valide pour une plage de propagation de l'amorçage à une longueur de fissure maximale $a = 0,3 * W$ soit $a = 5,5$ mm pour l'éprouvette de l'étude (Figure 2.1). Cette longueur est utilisée comme critère visé pour l'arrêt de l'essai. On constatera quelques différences de longueur de propagation maximale, ce qui ne nuit pas à l'exploitation de la fissure dans la zone de référence.

59

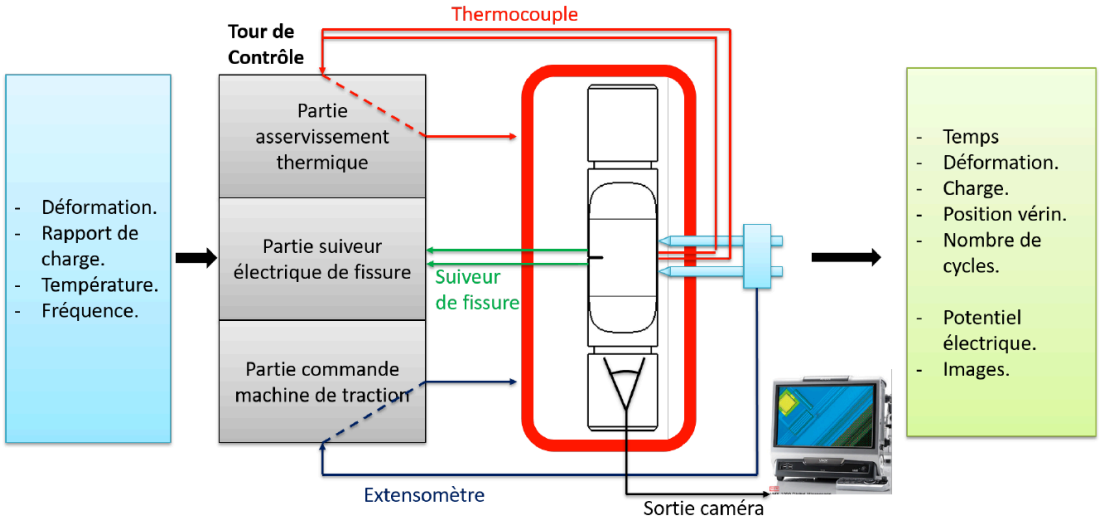


Figure 2.4 – *Schéma synoptique du déroulement d'un essai uniaxial de fatigue à déformation imposée à haute température [Benjamaa, 2017]*

2.1.2 Principe de mesure de la longueur de fissure

Afin de mesurer la longueur de fissure a et par suite estimer la vitesse de propagation de fissure da/dN, deux méthodes ont été appliquées, l'une par suivi optique et l'autre par suivi électrique de fissure

Mesure optique : Un système de suivi de fissure a été installé et utilisé afin de mesurer la longueur de fissure pendant l'essai. Des images sont capturées au maximum et au minimum de la sollicitation imposée pendant un cycle. Le nombre de cycles associé peut être déduit à partir du numéro de la photo prise. Les images capturées au maximum de déformation imposée sont utilisées afin de mesurer la taille de la fissure principale. Ces images permettent ainsi de tracer les courbes de fissuration $a = f(N)$ et par suite de déterminer $da/dN = f(a)$. La méthode d'estimation de la vitesse de propagation est détaillée dans le chapitre 4.

La longueur de fissure a_{tot} est donnée par la mesure de la longueur curviligne de la fissure propagée a_{fiss} en prenant en compte l'entaille a_0, c'est-à-dire en privilégiant une analyse de type fissure longue (Équation 2.1 et Figure 2.5).

$$a_{tot} = a_0 + a_{fiss} \tag{2.1}$$

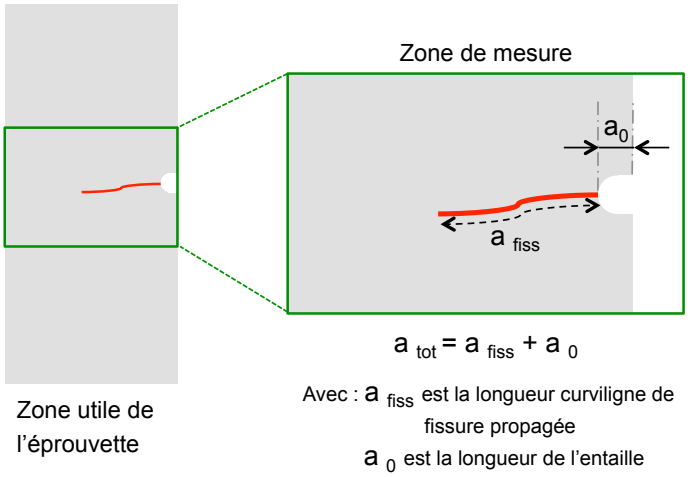


Figure 2.5 – *Schéma de mesure de la longueur de fissure sur éprouvette uniaxiale SENT*

Mesure par suivi électrique de fissure : Cette méthode consiste à mesurer la différence du potentiel électrique *ddp*, qui traverse l'éprouvette, entre deux points situés de part et d'autre de l'entaille sous un champ de courant d'intensité constante [Baudin et Policella, 1978, Clark et Knott, 1975]. Cette *ddp* varie au fur et à mesure de l'avancement de la propagation. La section de l'éprouvette non fissurée et traversée par le courant électrique qui diminue avec l'apparition et la propagation de la fissure. Ceci entraîne une augmentation de la longueur des lignes de courant provoquant une augmentation de la *ddp*. Par conséquent, plus la fissure est longue, plus le potentiel augmente. Par la suite, et par un étalonnage préalable, on relie la longueur de fissure a au potentiel U pour trouver la loi $a = f(U)$. Cette méthode présente une bonne précision dans la mesure des longueurs de fissure (précision optique, polynôme). Elle permet également d'obtenir une mesure continue de la longueur de fissure. De plus, elle fonctionne parfaitement à haute température.

Les deux méthodes, optique et électrique, de détermination de la longueur de fissure sont combinées afin de déterminer la longueur de fissure à chaque instant de l'essai.

2.1.3 Conditions et chargement

Dans le cadre des essais réalisés en conditions multiaxiales (cf Chapitre 3), on s'intéressera plutôt à la température de 900 °C. Cependant, des variations de température locale nous ont poussés à examiner l'influence de la température sur la vitesse de propagation de fissure pour le matériau HA188. C'est pourquoi nous détaillons ici les conditions de chargement pour les températures de 800 °C et 900 °C correspondant aux campagnes des stages de [Benjamaa, 2017] et [Fontanet, 2015] respectivement. Quelques essais ont également été réalisés à la température de 650 °C au cours du programme SEMAFOR. Cette température n'étant pas une température cible, elle ne sera pas détaillée ici. En outre, à 650 °C, le phénomène de PLC domine la propagation de fissure, et modifie considérablement l'analyse de cette propagation.

Les essais de propagation de fissure sont réalisés en contrôle de déformation à l'aide d'un extensomètre à tige d'alumine, dont la base de mesure est d'environ 10 mm. L'extensomètre est situé sur la face opposée à l'entaille et permet ainsi de contrôler au cours de l'essai la

déformation moyenne dans la zone de propagation de la fissure en entretenant un chargement croissant.

Nous définissons N_f comme le nombre de cycles nécessaire pour obtenir une fissure de longueur a = 0,3 * W soit a = 5,5 mm, à partir du moment où la fissure s'est amorcée en fond de l'entaille mécanique de l'éprouvette (Tableau 2.1 pour T = 800 °C et Tableau 2.2 pour T = 900 °C). La déformation plastique ($\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$) présentée dans ces tableaux est déterminée à 0.5 N_f pour chaque essai.

Les essais à T = 800 °C ont été tous conduits sous un rapport de déformation R_ε= 0 et une fréquence f = 0,1 Hz. Trois niveaux de déformation ont été testés, Tableau 2.1.

Table 2.1 – *Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 800 °C*

Essai	$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ (%)	ε_{max} (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (%)	N_f pour a = 5,5 mm (cycles)
SU03	0.125 %	0.250 %	0.005 %	2400
SU02	0.143 %	0.286 %	0.0065 %	880
SU04	0.375 %	0.750 %	0.18 %	100

Les essais à T = 900 °C ont été conduits à une fréquence f = 0,1 Hz à deux niveaux de rapport de déformation, R_ε= 0 et R_ε= -1 (Tableau 2.2).

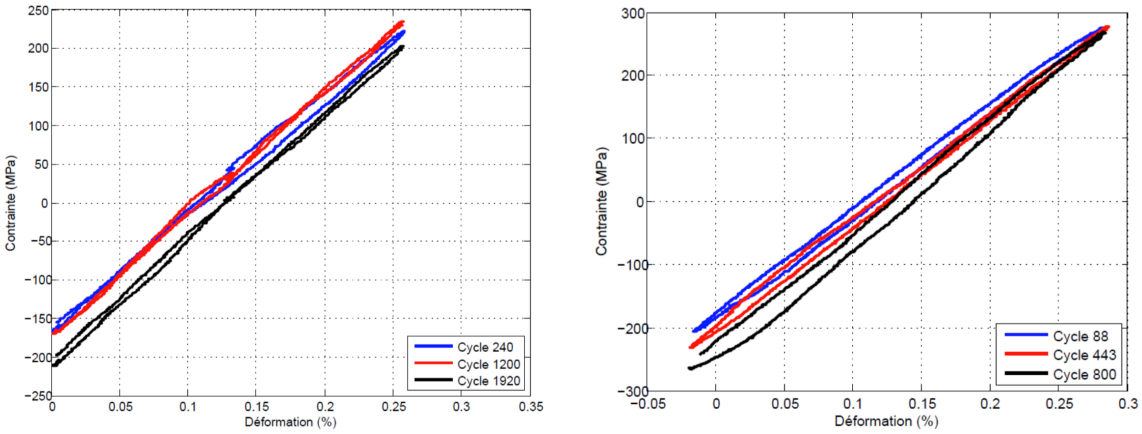
Table 2.2 – *Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 900 °C; R_ε = 0*

Essai	$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ (%)	ε_{max} (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (%)	R_ε	N_f pour a = 5,5 mm (cycles)
PG09	0.0625 %	0.125 %	0.015 %	0	4012
PG08	0.125 %	0.25 %	0.0225 %	0	532
PG01	0.25 %	0.5 %	0.1 %	0	278
B4	0.375 %	0.7 %	0.2 %	0	198
PG05	0.45 %	0.9 %	0.35 %	0	138
PG04	0.25 %	0.25 %	0.1 %	-1	257
PG03	0.5 %	0.5 %	0.325 %	-1	113

2.2 Comportement et propagation en fatigue en conditions de plasticité généralisée

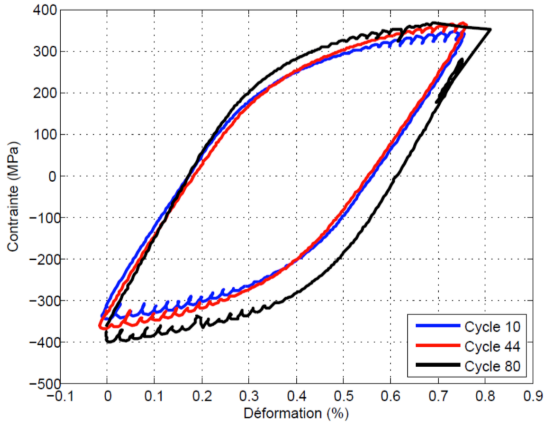
2.2.1 Évolution du comportement macroscopique

La figure 2.6 présente les boucles contrainte nominale en fonction de la déformation pour les essais réalisés à T = 800 °C. Trois cycles de chaque essai sont tracés : en bleu pour N = 0,1 N_f, en rouge pour N = 0,5 N_f et en noir pour N = 0,9 N_f. Les courbes correspondantes aux essais conduits à T = 900 °C sont groupées dans la figure 2.7. Chaque essai est représenté par l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation à N = 0,2 N_f.



(a) Essai SU03 $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,125 %

(b) Essai SU02 $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,143 %



(c) Essai SU04 $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,375 %

Figure 2.6 – *Boucles σ (ε) des essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017]*

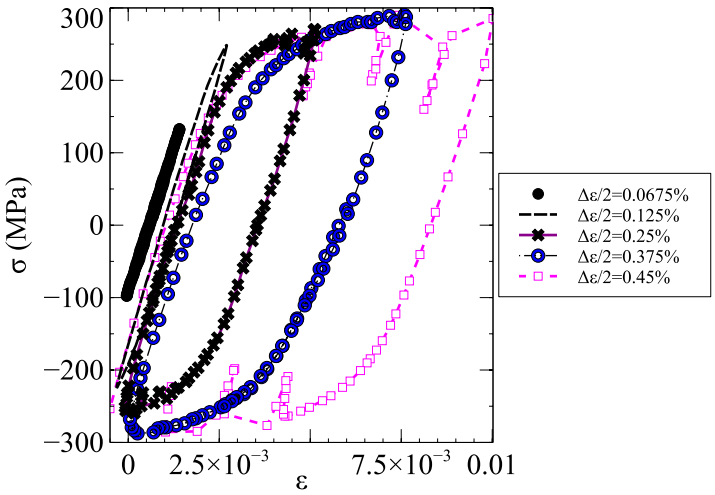


Figure 2.7 – *Boucles σ (ε) des essais uniaxiaux à T = 900 °C [Fontanet, 2015]*

Les conditions d'essai choisies ont conduit à une large gamme de chargement

macroscopique comme on peut le constater sur les deux figures précédentes. Pour les faibles niveaux de déformation imposée ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,0675 % à $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,125 %), le comportement du matériau est adapté et se stabilise de façon symétrique en contrainte. Pour les niveaux de déformation les plus élevés ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} \geq$ 0,25 %), les courbes associées mettent en évidence une plasticité généralisée dans la zone de mesure. Il est à noter que pour les niveaux de déformation les plus élevés, le matériau induit une chute de contrainte sur une faible plage de déformation pour des contraintes élevées. Ce phénomène de serration a été observé pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,375 % à T = 800 °C (Figure 2.6.c) et pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,45 % à T = 900 °C (Figure 2.7). Il est associé au vieillissement dynamique, phénomène de Portevin-Le-Chatelier (PLC), répertorié pour ce matériau. On observe également un durcissement cyclique à 800 °C et $\Delta\varepsilon/2$ = 0,375 %, figure 2.6.c).

2.2.2 Analyse de la durée de vie

À T = 900 °C, le choix des niveaux de déformation conduit à une différence notable, en nombre de cycles à l'arrêt de l'essai (N_f pour a = 5,5 mm, Tableau 2.2). Les conditions associées aux plus faibles chargements sont : $\Delta\varepsilon/2$ = 0,0675 % et $\Delta\varepsilon/2$ = 0,125 % (essais PG09 et PG08 respectivement).
À T = 800 °C, nous avons ajouté une condition intermédiaire en niveau de déformation plastique $\Delta\varepsilon/2$ = 0,143 % pour SU02. Pour T = 800 °C, on observe effectivement que le point de durée de vie associé à SU02 est médian aux deux autres conditions SU03 et SU04, Tableau 2.1, [Benjamaa, 2017] pour plus de détail.

En s'appuyant sur les conditions de chargement et le nombre de cycles N_f associé à chaque essai, nous utilisons la représentation de Manson-Coffin [Manson, 1954, Manson, 1973] pour l'analyse de la durée de vie en conditions uniaxiales (Figure 2.8). Pour T = 900 °C, la variation du rapport de déformation n'a pas d'effet significatif, Figure 2.8. Pour le même rapport de déformation R_ε = 0, les courbes à T = 900 °C et à T = 800 °C se croisent.

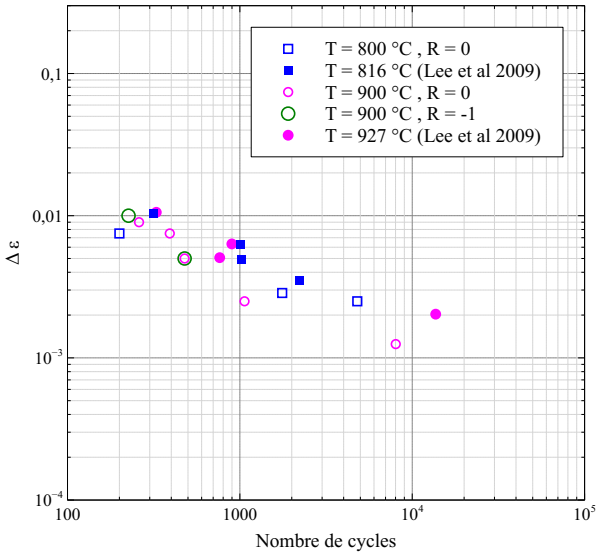


Figure 2.8 – *Représentation de Manson-Coffin pour les essais conduits en fatigue uniaxiale dans cette étude et dans l'étude de [Lee et al., 2009]*

En comparant les résultats de cette étude avec ceux obtenus par [Lee *et al.*, 2009] pour les deux plages de températures, on constate que la tendance est la même dans le domaine plastique, Figure 2.8. En revanche, à même déformation appliquée, une différence notable est observée dans le domaine élastique. Ceci peut être dû à l'approximation utilisée ici pour définir N_f qui n'est pas directement comparable aux essais menés à rupture dans [Lee *et al.*, 2009].
Les coefficients plastique c et élastique b de la loi Manson-Coffin ont été déterminés pour les essais à 900 °C pour R_ε= 0 et R_ε= -1, et sont cohérents avec les résultats de la littérature pour des essais de fatigue uniaxiale à 927 °C conduits à R_ε= -1 sur le HAYNES® 188 [Lee *et al.*, 2009], Tableau 2.3.
Il est à noter que les éprouvettes utilisées dans l'étude de [Lee *et al.*, 2009] sont rectangulaires d'épaisseur égale à 3,2 mm et ne présentant pas d'entaille au niveau de la zone utile. De plus, les essais ont été conduits jusqu'à rupture contrairement au critère d'arrêt suivi pour les essais de notre étude. Ceci ne nous permet pas d'aller plus loin sur la comparaison avec la présente étude.

Table 2.3 – *Valeurs des coefficients de la loi Manson-Coffin pour les essais conduits en fatigue uniaxiale à $T = 900\ ^oC$*

Ref.	c	b
Cette étude T = 900 °C	-0.95	-0.34
[Lee *et al.*, 2009] T = 927 °C	-0.74	-0.09
[Lee *et al.*, 2009] T = 816 °C	-0.82	-0.22

2.2.3 Propagation de fissure

La figure 2.9 présente l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais conduits à T = 800 °C et à T = 900 °C à R_ε= 0.

À T = 900 °C, on observe une différence d'un facteur 10 entre les conditions $\Delta\varepsilon/2$=0,0675 % et $\Delta\varepsilon/2$=0,125 % (essais PG09 et PG08 respectivement) que ce soit pour l'amorçage significatif de la fissure ou la durée de vie. Pour les niveaux plus élevés, les courbes se resserrent et peuvent même se chevaucher comme on l'observe pour $\Delta\varepsilon/2$=0,375 % et $\Delta\varepsilon/2$=0,45 % (essais B4 et PG05 respectivement).

À T = 800 °C, les courbes se distinguent nettement l'une de l'autre pour l'amorçage et la propagation. Pour $\Delta\varepsilon/2$=0,125 %, la diminution de température retarde significativement l'amorçage et la propagation (SU03 et PG08 respectivement à 800 et 900 °C). Mais à $\Delta\varepsilon/2$=0,375 %, les évolutions à 800 et 900 °C se chevauchent, conduisant même à une durée de vie plus faible à 800 °C (SU04 et B4 respectivement à 800 et 900 °C). La condition 800 °C $\Delta\varepsilon/2$=0,143 % (essai SU02), conduit à une évolution intermédiaire aux évolutions à T= 900 °C $\Delta\varepsilon/2$=0,0675 % et $\Delta\varepsilon/2$=0,125 % (essais PG09 et PG08 respectivement). La déformation plastique associée semble contribuer significativement à la propagation de fissure (Tableau 2.1 pour T = 800 °C et Tableau 2.2 pour T = 900 °C).

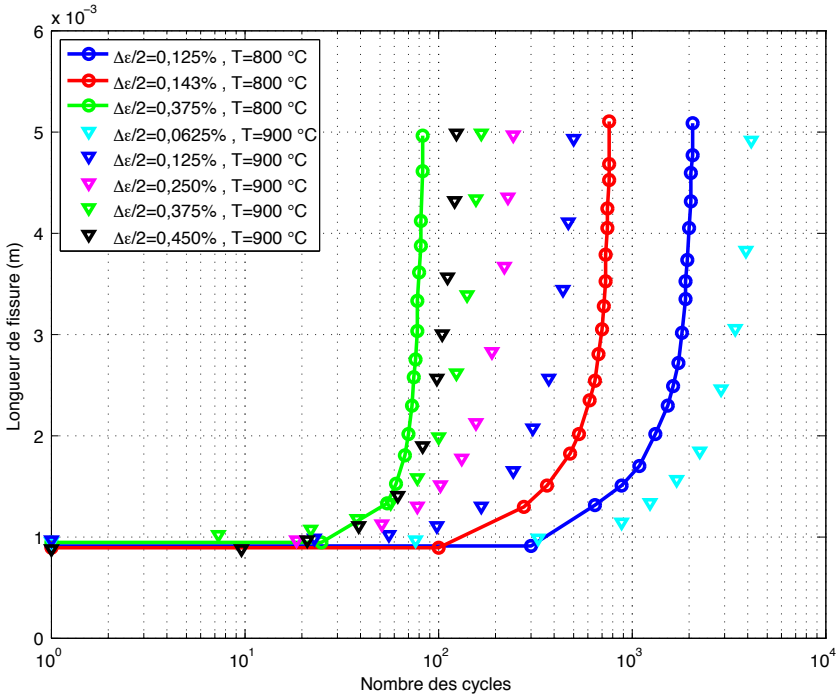


Figure 2.9 – *Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017] et à T = 900 °C [Fontanet, 2015]*

Les courbes d'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de fissure sont présentées figure 2.10. L'ordre de grandeur est considérablement élevé, de 10^{-6} à 10^{-4} m/cycle. La vitesse la plus faible correspond au niveau de déformation le plus

faible $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,0625 % à T = 900 °C où le comportement mécanique du matériau est associé au comportement élastique macroscopique.

Il est notable que les courbes associées aux essais conduits à T = 800 °C présentent une pente plus élevée que ceux réalisés à T = 900 °C. Pour la condition $\Delta\varepsilon/2$=0,125 %, la diminution de température diminue significativement la vitesse de propagation. Pour $\Delta\varepsilon/2$=0,375 %, la vitesse est globalement plus rapide à 800 qu'à 900 °C, ce qui explique le chevauchement observé pour les courbes a(N) précédemment décrites.

On constate donc que pour des niveaux faibles de déformation, une même déformation totale conduit à une dégradation des propriétés à 900 °C par rapport à la même condition à 800 °C. Le nombre de cycles étant relativement important, on peut suspecter un effet de l'oxydation accrue à 900 °C vraisemblablement couplé à la déformation plastique locale (même si l'essai PG08 n'est exposé que moins de deux heures sous chargement). En revanche, pour les niveaux les plus élevés, c'est sans doute ici la plasticité qui pilote la vitesse de propagation de fissure.

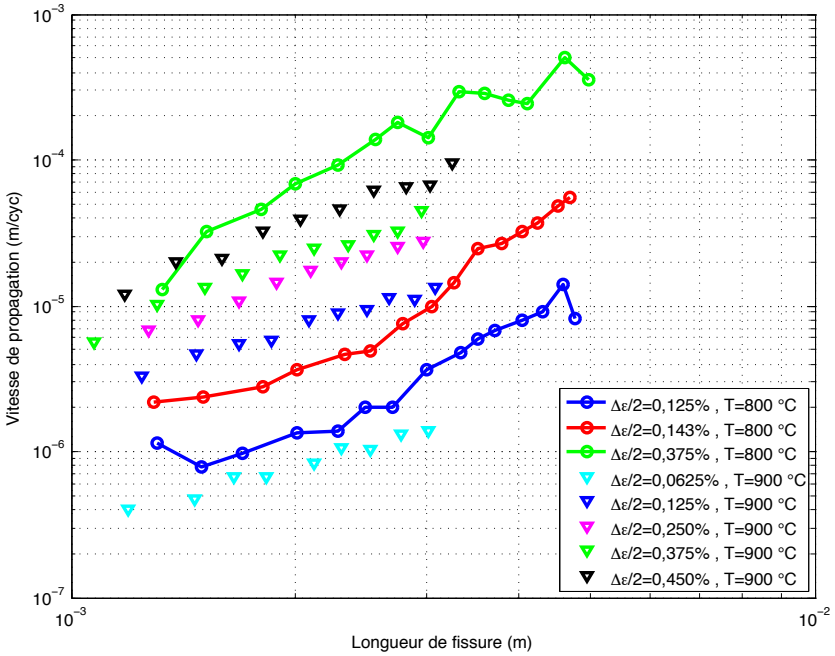


Figure 2.10 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction du nombre de la longueur de fissure pour les essais uniaxiaux à T = 800 °C [Benjamaa, 2017] et T = 900 °C [Fontanet, 2015]*

2.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure

Dans ce paragraphe, on s'intéresse à la caractérisation macroscopique de la fissure pour les conditions de chargement uniaxial isotherme. Nous présentons essentiellement les éprouvettes testées à T = 900 °C [Fontanet, 2015] qui est la température visée pour les essais biaxiaux.

67

2.3.1 Amorçage et propagation de fissure

2.3.1.A Amorçage de fissure

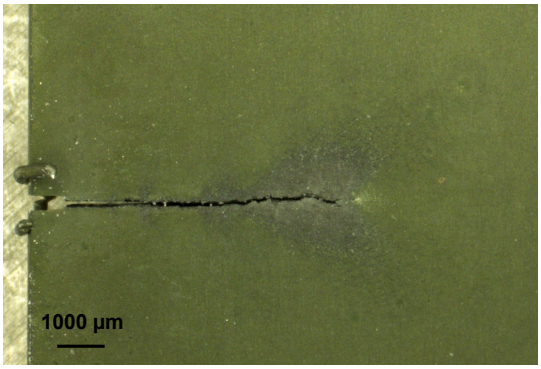
À T = 900 °C, pour les faibles niveaux de déformation imposée (Figure 2.11.a pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,0625 % et Figure 2.12.b pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 %), une seule fissure s'amorce et se propage jusqu'à la fin de l'essai.
Pour les niveaux de déformation élevés, et quel que soit le rapport de déformation (R_ε = 0 et R_ε = -1), l'amorçage est multiple. Pour le niveau de déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 %, le multi-amorçage est observé sur la figure 2.13.a pour R_ε = 0, et sur la figure 2.14.d pour R_ε = -1. Pour les niveaux de déformation imposée les plus élevées, ce phénomène est aussi observé sous $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,45 % et R_ε = 0 sur la figure 2.15.a, et sous $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,5 % et R_ε = -1 sur la figure 2.16.a.

On qualifie d'angle à l'amorçage, l'angle entre la direction de la fissure principale à l'amorçage et la direction horizontale. Cet angle a été mesuré sur les images enregistrées *insitu* par le Keyence pour une longueur curviligne de fissure propagée de 100 μm.

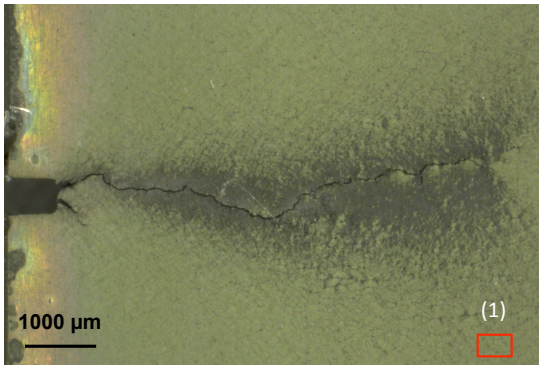
Le tableau 2.4 présente les mesures de cet angle pour chacun des essais à T = 900 °C. Même si pour les déformations élevées l'angle est plus important qu'à faible déformation, il n'apparait pas de corrélation évidente entre niveau de déformation appliqué et cet angle d'amorçage même si la localisation plastique induit probablement le lieu de l'amorçage. Celui-ci dépend également de la rugosité au niveau de l'entaille et de l'orientation des grains qui lui sont frontaliers, ce qui est cohérent avec les observations réalisées par Flora Salgado Goncalves sur le même matériau pour des perçages réalisés également par électro-érosion au fil [Salgado Goncalves, 2013].

Table 2.4 – *Essais uniaxiaux sur éprouvettes SENT à T = 900 °C*

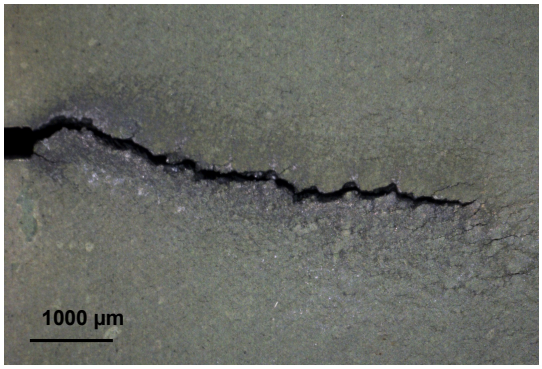
Essai	$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ (%)	ε_{max} (%)	$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}$ (%)	R_ε	angle à l'amorçage (°)
PG09	0.0625 %	0.125 %	0.015 %	0	0
PG08	0.125 %	0.25 %	0.0225 %	0	0
PG01	0.25 %	0.5 %	0.1 %	0	14
B4	0.375 %	0.7 %	0.2 %	0	21
PG05	0.45 %	0.9 %	0.35 %	0	25
PG04	0.25 %	0.25 %	0.1 %	-1	27
PG03	0.5 %	0.5 %	0.325 %	-1	30



(a) PG09 : Δε/2 = 0,0625 % ; Rε = 0

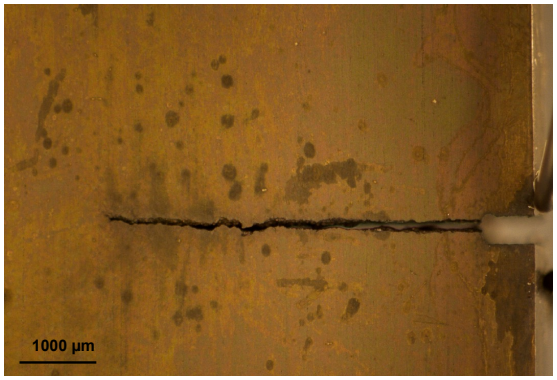


(b) PG01 : Δε/2 = 0,25 % ; Rε = 0

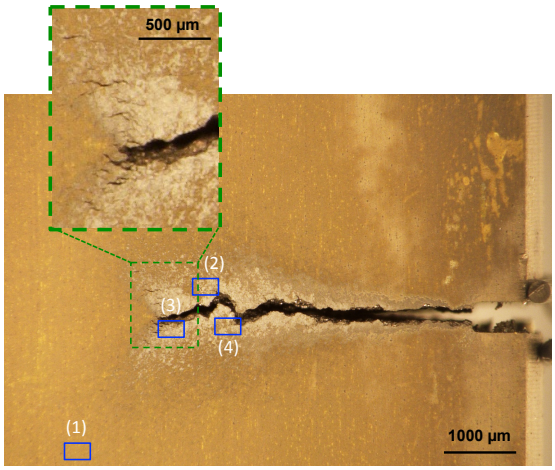


(c) PG05 : Δε/2 = 0,45 % ; Rε = 0

Figure 2.11 – *Chemins de fissure à la fin des essais (a) PG09, (b) PG01 et (c) PG05 à T = 900 °C*



(a) SU03 : Δε/2 = 0,125 % ; Rε = 0 ; T = 800 °C



(b) PG08 : Δε/2 = 0,125 % ; Rε = 0 ; T = 900 °C

Figure 2.12 – *Chemins de fissure à la fin des essais (a) SU03 à T = 800 °C et (b) PG08 à T = 900 °C*

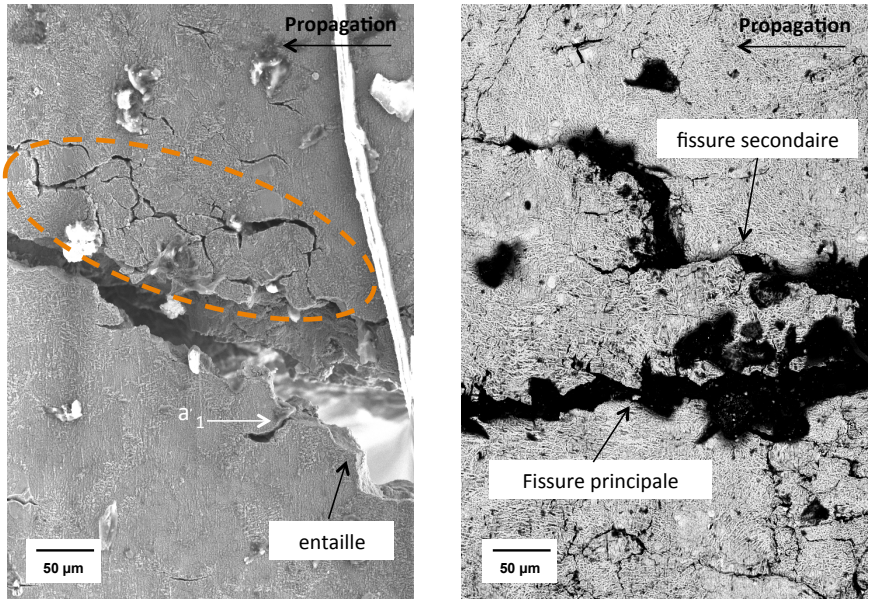


Figure 2.13 – *Fissure principale de l'éprouvette PG01 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 % , $R_\varepsilon = 0$, observée au MEB (a) amorçage et première phase de propagation de fissure et (b) à mi-parcours de la propagation de la fissure*

70

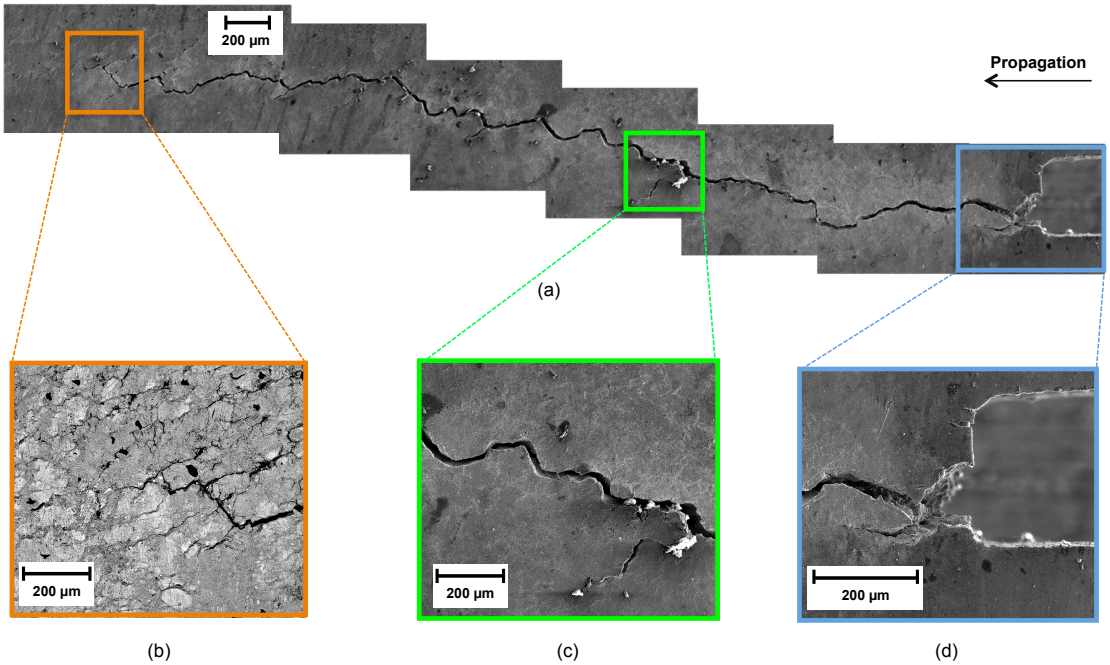


Figure 2.14 – *PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 % , R_ε = -1, à T = 900 °C, observée au MEB (a) chemin de fissuration total, (b) en pointe de fissure, (c) détail de bifurcation et (d) amorçage multiple de fissures*

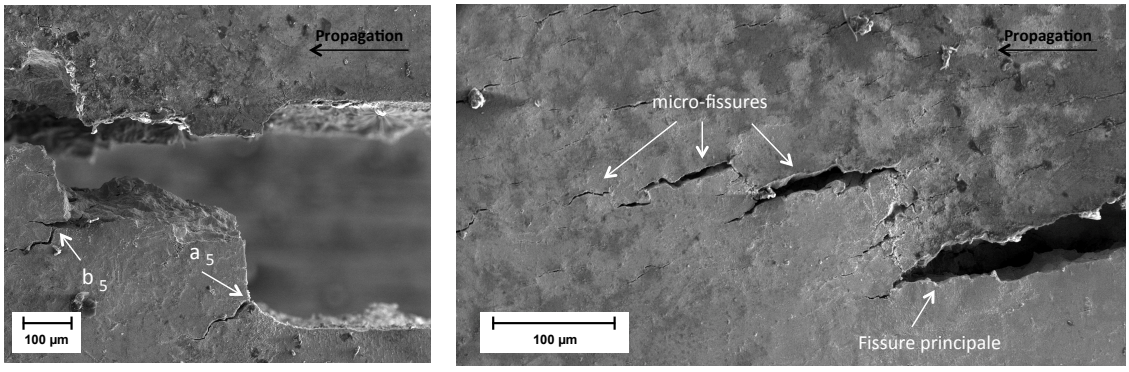


Figure 2.15 – *PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ =0,45 % , R_ε = 0, à T = 900 °C, observée au MEB (a) amorçage multiple de fissures et (b) pointe de fissure*

71

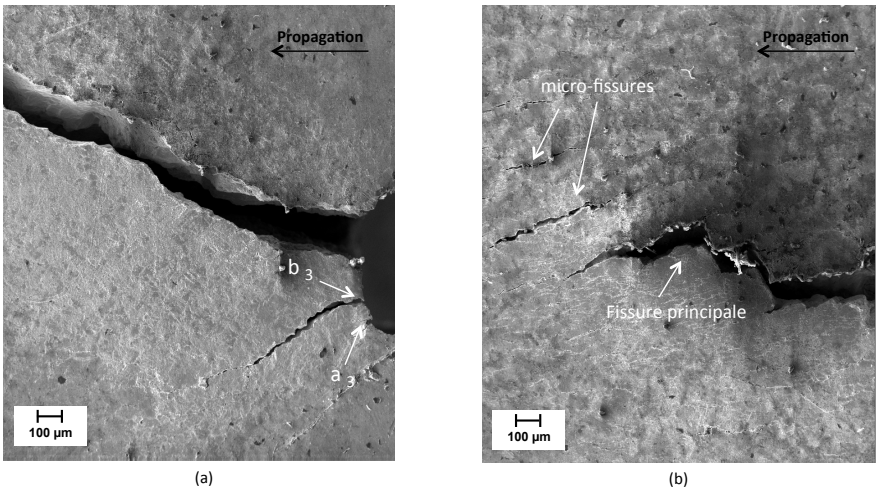


Figure 2.16 – *PG03 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,5 % , R_ε = -1, à T = 900 °C, observée au MEB (a) amorçage et (b) en pointe de fissure*

À T = 800 °C, une seule fissure s'amorce et se propage quelle que soit la déformation imposée (Figure 2.12.a pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 % et R_ε = 0, Figure 2.17 pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,143 % et R_ε = 0 et Figure 2.18 pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,375 % et R_ε = 0).

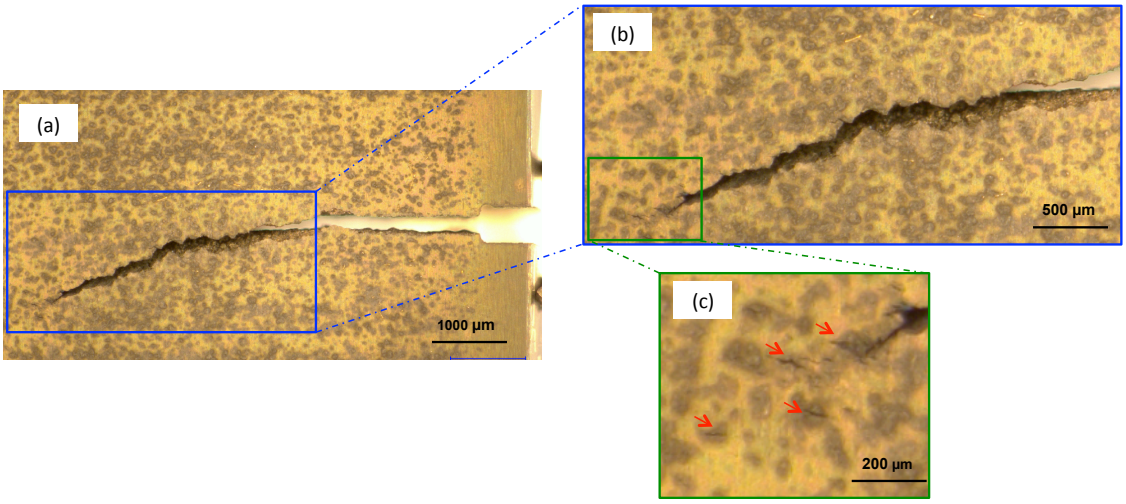


Figure 2.17 – *Chemins de fissure à la fin de l'essai SU02 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,143 % ; R_ε = 0 ; T = 800 °C*

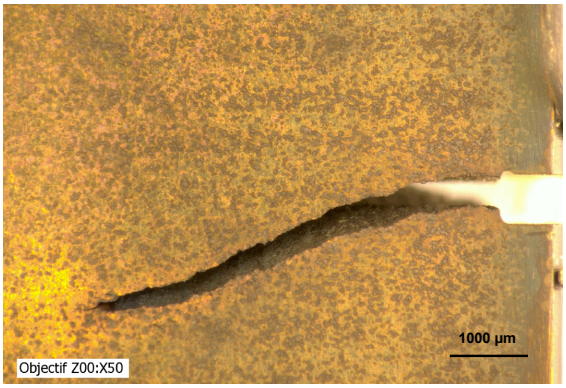


Figure 2.18 – *Chemins de fissure à la fin de l'essai SU04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,375 % ; $R_\varepsilon = 0$; T = 800 °C*

2.3.1.B Orientation de la fissure principale

Pour une faible déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,0625 % ($R_\varepsilon = 0$, T = 900 °C), (Figure 2.11.a) le chemin est parfaitement rectiligne au début de la propagation. Ensuite, il devient légèrement sinueux sans dévier significativement de la direction horizontale. L'augmentation du niveau de déformation appliquée conduit à un chemin globalement incliné et sinueux, sinuosité associée à des bifurcations locales (Figures 2.11.b et 2.11.c). Nous constatons que plus le niveau de déformation imposé est élevé, plus la bifurcation globale de la fissure intervient pour une fissure courte.

À T = 800 °C, on retrouve des tendances similaires. On observe une fissure portée par la direction perpendiculaire à la direction de sollicitation (Figure 2.12.a pour les conditions $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 % et $R_\varepsilon = 0$). Pour des déformations plus élevées (Figure 2.17 pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,143 % et $R_\varepsilon = 0$ et Figure 2.18 pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,375 % et $R_\varepsilon = 0$), la partie horizontale n'est observée que sur une certaine longueur avant que le chemin de fissure s'incline franchement. Cette longueur correspondante à la partie horizontale est plus petite dans le cas où la déformation imposée est la plus élevée (Figure 2.18).

2.3.1.C Effet de la température sur la surface de fissure à $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 %

La figure 2.12 met en évidence l'effet de la température sur l'aspect du chemin de fissure à $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 %. Dans les deux cas, l'amorçage et la propagation sont assurés par une seule fissure. Les deux chemins de fissure sont globalement horizontaux et rectilignes. Mais à T = 900 °C, la fissure bifurque localement à la fin de l'essai et des micro-fissures sont observées au voisinage de la pointe de la fissure principale . De plus, un écaillage significatif de l'oxyde au voisinage des lèvres de la fissure est observé par variation de contraste le long du chemin de fissure pour l'éprouvette testée à T = 900 °C (Figure 2.12.b). À T = 800 °C, la faible oxydation du matériau ne permet pas d'observer le même phénomène.

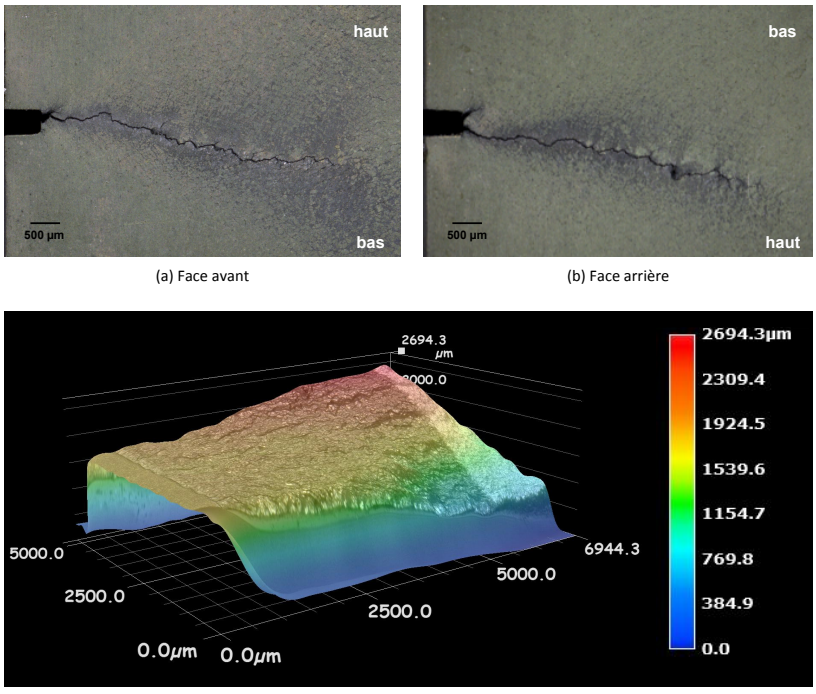
L'oxydation d'une part et les mécanismes de propagation de fissure d'autre part semblent donc modifier pour les deux températures testées et contribuent à l'accélération de la propagation de fissure observée à 900 °C.

2.3.2 Déversement de fissure

La bifurcation globale du chemin de propagation décrite précédemment correspond de fait à un déversement de fissure que nous analysons ici par comparaison des chemins sur les faces opposées de l'éprouvette et par mesure de rugosité du faciès de rupture. Nous présentons dans ce paragraphe les éprouvettes PG04 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % ; R_ε= -1) et PG05 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0) testées à T = 900 °C.

Nous notons face "avant", la face observée au microscope optique pendant l'essai. La face "arrière" est la face opposée. La première constatation du phénomène de déversement de fissure a été remarquée à partir de l'orientation du chemin de propagation sur les faces "avant" et "arrière" de l'éprouvette après essai.

Comme présenté sur les figures 2.19.a et 2.19.b pour PG04, et les figures 2.20.a et 2.20.b pour PG05, la fissure est dirigée vers le bas sur la face "avant" de l'éprouvette tandis qu'elle est dirigée vers le haut sur la face "arrière". Cette constatation indique que le plan de la fissure est incliné dans l'épaisseur de l'éprouvette. L'ouverture de ces éprouvettes par traction monotone à froid montre un faciès de propagation "en toit d'usine" (Figures 2.19.c et 2.20.c), dont la théorie de la formation a été analysée par [Lazarus *et al.*, 2001, Pons et Karma, 2010]. La fissure s'est propagée en mode I d'ouverture suivi par la combinaison avec le mode III associé à du cisaillement hors-plan. Le déversement de fissure est dû aux niveaux de déformation plastique et d'endommagement atteints au cours de la propagation de fissure, également observé en déchirure ductile [Besson *et al.*, 2013, Morgeneyer *et al.*, 2016].



(a) Face avant

(b) Face arrière

(c) Mesure du faciès par rugosimètrie

Figure 2.19 – *Observation au Keyence de (a) la face avant, (b) la face arrière et (c) du faciès de propagation de PG04 :* $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$*=0,25 % ;* R_ε*= -1 ; T = 900 °C*

74

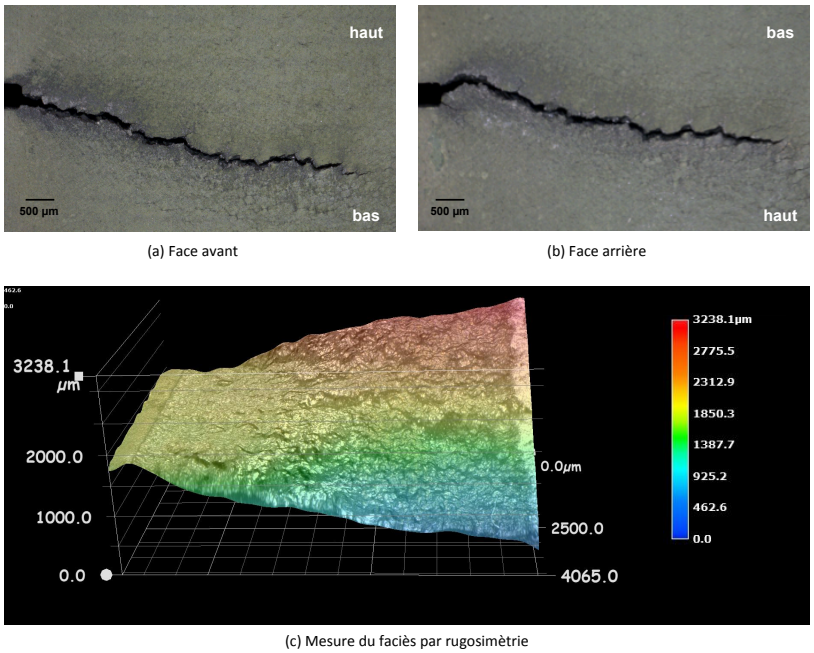


Figure 2.20 – *Observation au Keyence de (a) la face avant, (b) la face arrière et (c) du faciès de propagation de PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C*

La mesure du profil tri-dimensionnel a été effectuée sur les deux faciès de propagation des deux éprouvettes (Figures 2.21 et 2.22). L'évolution de l'altitude en fonction de la longueur de fissure a été tracée selon trois profils localisés en sub-surface (à environ 500 μm de la surface) et à mi-épaisseur de l'éprouvette. Les profils d'altitude (Figures 2.21.b pour PG04 et 2.22.b pour PG05) sont tracés suivant une échelle centrée sur l'altitude du plan médian de l'entaille. Pour les deux faciès, on observe des sauts au cours de la propagation. Des profils complémentaires, tracés, cette fois, perpendiculairement aux faces à 5 mm de l'entaille pour PG05 et à 4 mm de l'entaille pour PG04 mettent en évidence les "marches" associées à la combinaison des modes I et III de propagation, Figures 2.23.

Pour l'éprouvette $\Delta\varepsilon/2$=0,25 % ; R_ε= -1 (PG04), le chemin est rectiligne et perpendiculaire à la sollicitation sur 1 mm de propagation (Figure 2.19.a), ce qui correspond au mode I de propagation. On constate toutefois qu'au cours de cette première phase de propagation, la fissure subit un déversement d'amplitude de 300 μm. Plus la fissure devient longue, plus le déversement est accentué. Vers la fin de l'essai, la différence d'altitude entre les deux profils (1) et (3) est de 1,43 mm.

Pour l'éprouvette $\Delta\varepsilon/2$=0,45 % ; R_ε= 0 (PG05), le chemin est également rectiligne et perpendiculaire à la sollicitation sur 1 mm de propagation (Figure 2.22.b). Cependant, pour cette éprouvette, la différence d'altitude est quasi-nulle sur la première phase de propagation, le mode I domine bien la première phase de propagation. Le déversement est plus progressif et augmente également avec la propagation de fissure. La différence d'altitude entre les profils (1) et (3) est de 1,76 mm à la fin de cet essai. On retrouve, pour un déversement significatif, les mêmes marches qu'observées pour l'essai PG04 (Figure 2.23).

Les faciès de rupture analysés mettent en évidence que le déversement global est cohérent avec les déviations de fissure observées sur chaque face de l'éprouvette. Une mesure de l'angle

75

de déversement global (ψ) peut être estimée par la mesure de l'altitude relative d'une face à l'autre de l'éprouvette pour une distance de propagation donnée, méthode de mesure décrite figure 2.24.a. Celle-ci a été réalisée pour $a = 5,5$ mm pour toutes les éprouvettes testées à T = 900 °C. Nous constatons ainsi que l'angle de déversement augmente avec le niveau de déformation imposée (Figure 2.24.b). De plus, pour le même niveau de déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 %, l'angle de déversement est nettement plus élevé pour un rapport de déformation R_ε= -1 que pour R_ε= 0.

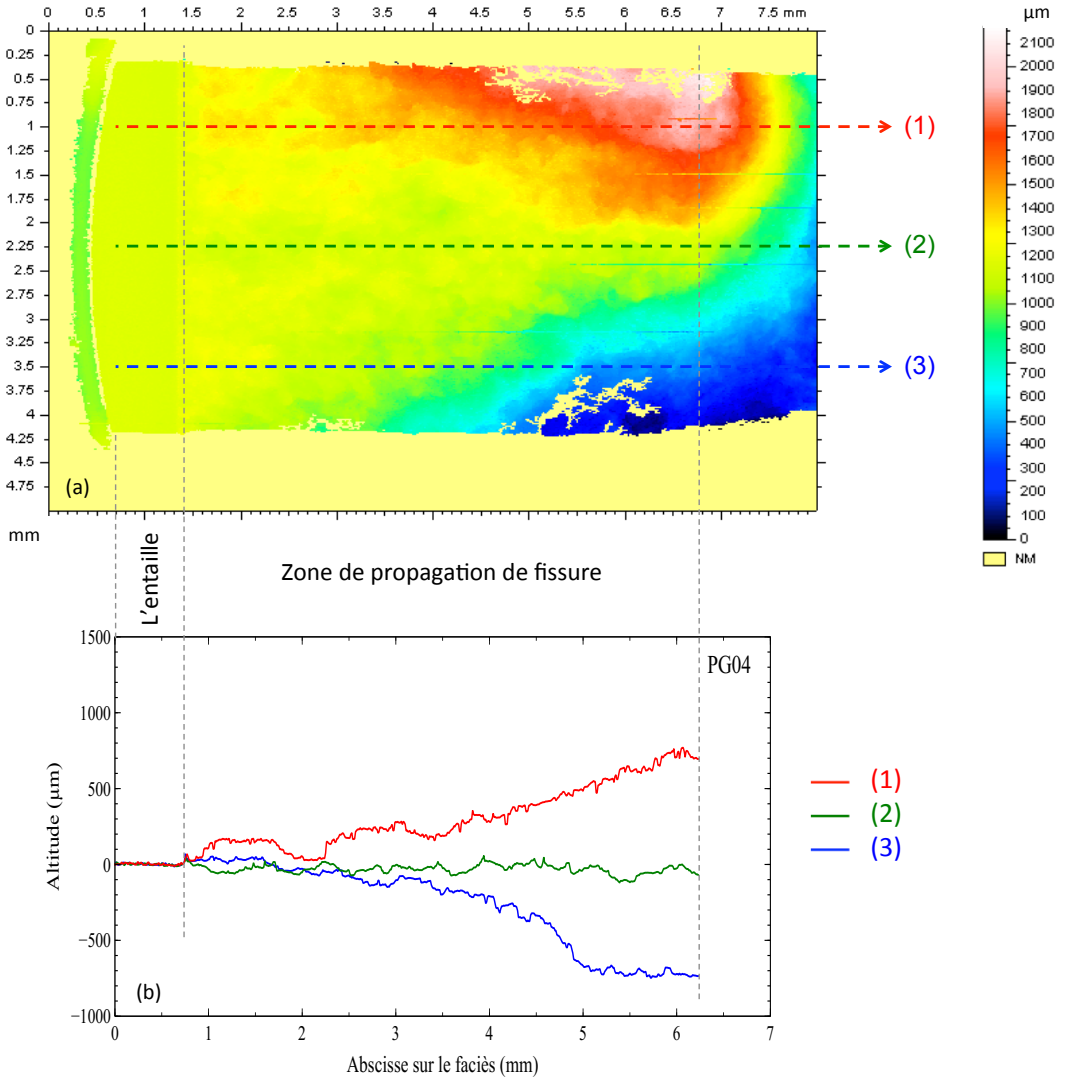


Figure 2.21 – *(a) Mesures d'altitude par profilomètrie du faciès de propagation et (b) son évolution sur différents profils de PG04 :* $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$*=0,25 % ;* R_ε*= -1 ; T = 900 °C*

76

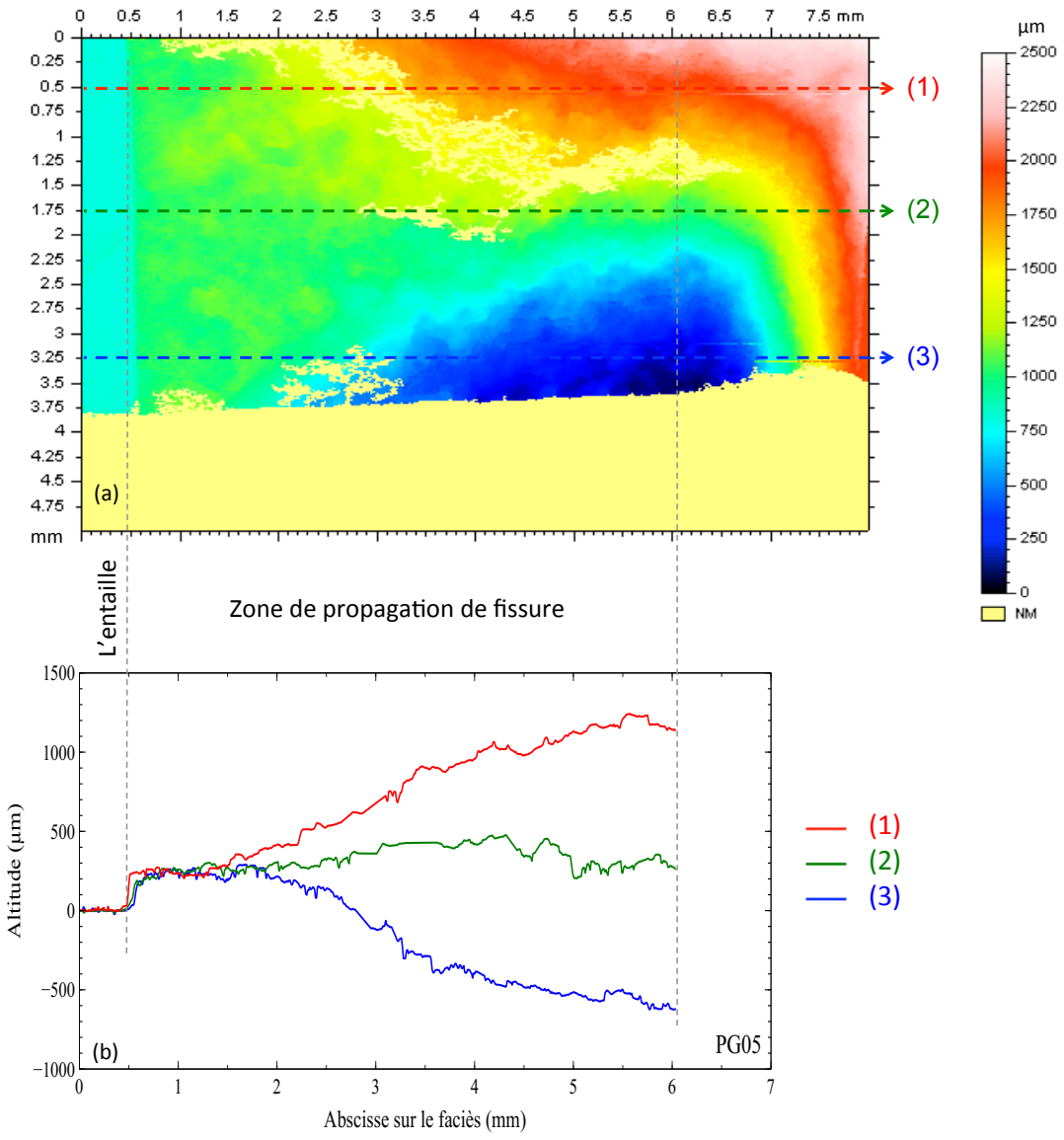


Figure 2.22 – *(a) Mesures d'altitude par profilomètrie du faciès de propagation et (b) son évolution sur différents profils de PG05 :* $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$*=0,45 % ;* R_ε*= 0 ;* $T = 900\,^oC$

77

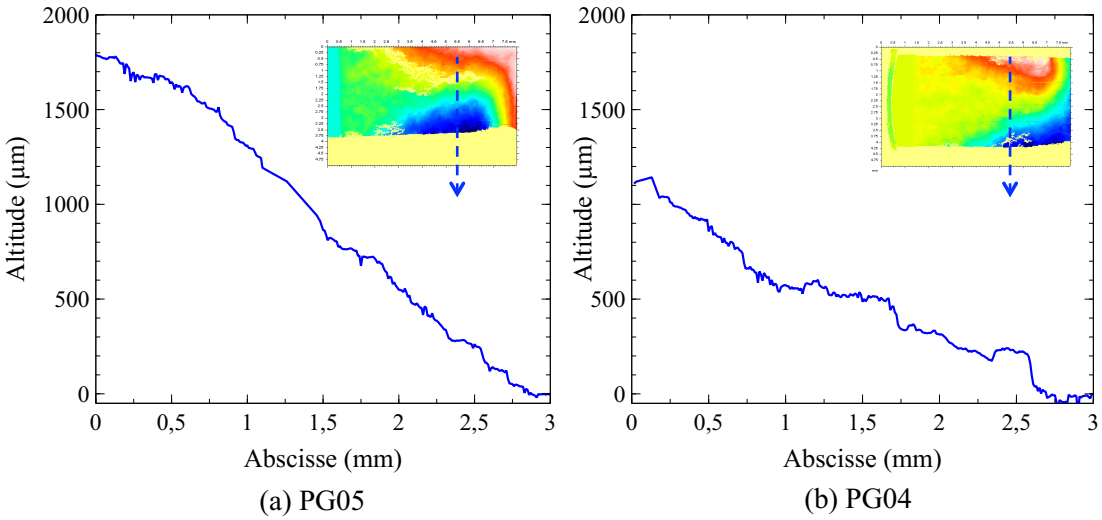


Figure 2.23 – *Profils tracés perpendiculairement aux faces (a) de PG05 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C et (b) de PG04 : $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % ; R_ε= -1 ; T = 900 °C*

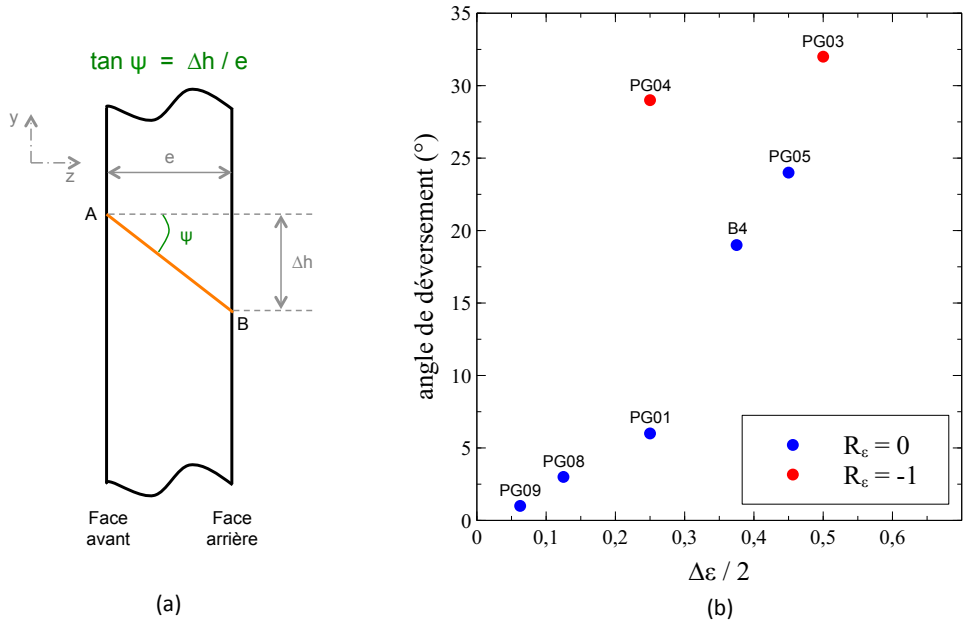


Figure 2.24 – *(a) Schéma de mesure de l'angle de déversement et (b) évolution de l'angle de déversement en fonction de la déformation imposée*

2.3.3 Analyse du sillage plastique

2.3.3.A Rugosité de surface

Dans cette partie, nous nous intéressons à l'estimation de la taille de la zone plastique en pointe et/ou au voisinage de la fissure sur les éprouvettes uniaxiales. En effet, plus cette

78

zone est grande, plus l'énergie dissipée pendant la propagation est élevée [Khan et Khraisheh, 2004]. La rugosité de la surface est liée à l'activité plastique [Valkonen, 1987]. Nous avons choisi d'utiliser la rugosimétrie pour mettre en évidence la déformation plastique par mesure de l'enfoncement associé à la striction locale de l'éprouvette. Ces mesures ont été effectuées sur les deux faces (avant et arrière) de chaque éprouvette. Une échelle unique a été choisie pour l'ensemble des éprouvettes : elle est centrée en altitude zéro qui définit le niveau du plan médian de la surface observée (Figure 2.25) pour une amplitude de 200 μm.

A faible niveau de déformation, on n'observe la localisation de la déformation plastique qu'au niveau de la pointe de fissure, essai PG09 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0.0625$ % à $R_\varepsilon = 0$). Cette localisation se présente sous forme d'un *papillon plastique* (Figures 2.25.a et 2.25.b). On constate que l'hypothèse de plasticité confinée semble être vérifiée pour cet essai puisque la zone plastique reste dans le voisinage proche des lèvres de fissure, sillage plastique faiblement étendu que l'on peut évaluer à moins de 200 μm, et de la pointe de fissure pour une profondeur d'enfoncement maximal de - 25 μm sur les deux faces de l'éprouvette. Un niveau d'enfoncement équivalent a été observé sur des éprouvettes uniaxiales à entaille centrale (CCT) en acier K41X en fatigue à température ambiante [Abecassis, 2017] où le rayon plastique associé était inférieur à 300 μm tout au long de la propagation.

Pour les niveaux de déformation plus élevés, on remarque que l'enfoncement et le sillage plastique sont mis en évidence sur l'ensemble de la propagation de fissure, ils augmentent simultanément et suivent l'orientation de la fissure. C'est le cas de PG05 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0.45$ (%) à $R_\varepsilon = 0$), (Figures 2.25.e et 2.25.f) et de PG03 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0.5$ % à $R_\varepsilon = -1$), (Figures 2.25.j et 2.25.h). Pour ces niveaux de déformation imposée, la surface de l'éprouvette n'est plus plane, car le déversement de la fissure induit une perte de symétrie par mouvement hors-plan (mode III) d'une face par rapport à l'autre. On constate toutefois que la déformée résiduelle et le sillage plastique deviennent millimétrique dès le début de la propagation.

En outre, aux niveaux de déformation élevés, l'enfoncement de la surface atteint -75 μm et un gonflement de la surface est observé autour de l'entaille. Pour ces hauts niveaux de déformation imposée, toute la surface utile de l'éprouvette est affectée par la plasticité.

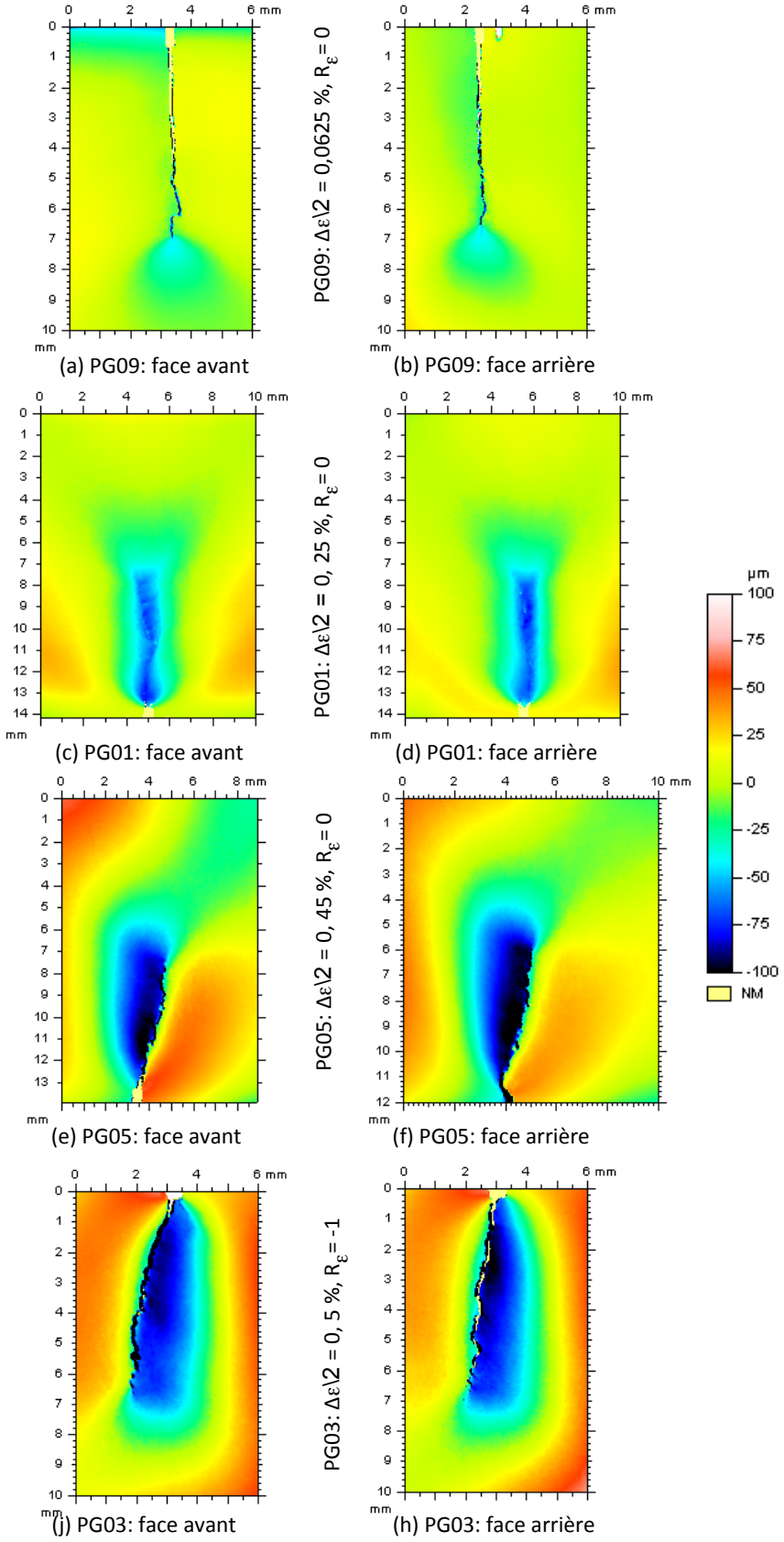


Figure 2.25 – *Mesure de la rugosité de surface sur les deux faces de chaque éprouvette*

2.3.3.B Analyse d'images

Comme évoqué précédemment, pour les essais réalisés à 900 °C, l'oxydation des faces de l'éprouvette conduit à une modification du contraste des images réalisées *in situ*. De plus, au cours de la propagation, une modification de ce contraste semble lié à l'écaillage d'oxydes à proximité des lèvres de fissures (Figure 2.11). La cohérence de ces images avec les observations par profilométrie en surface est flagrante (Figure 2.25). On propose donc d'associer à la variation de contraste, une évaluation du sillage plastique.

Pour le plus faible niveau de déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0{,}0625$ % (Figure 2.11.a), la variation de contraste est observée autour des lèvres de la fissure pour une longueur de fissure d'environ 2 mm ce qui peut être associé à une perte progressive du confinement plastique au cours de la propagation malgré la faible amplitude de sollicitation. Pour des niveaux de déformation plus élevés, la variation de contraste apparaît dès le début de la propagation (Figure 2.11.b, Figure 2.11.c et Figure 2.12.b). On observe que plus la déformation imposée est élevée, plus la zone associée à la plasticité autour de la fissure principale est large. De plus, nous constatons que cette zone est symétrique pour les faibles niveaux de déformation où la fissure est rectiligne et perpendiculaire à la direction de chargement (Figures 2.11.a et 2.12.b). En revanche, une dissymétrie est observée à partir de la bifurcation de fissure aux niveaux de déformation élevés.

Afin de quantifier le sillage plastique associé à cette variation de contraste, on définit L_p la longueur qui mesure l'étendue du sillage plastique pour une longueur projetée totale de fissure de 3 mm (Figure 2.26.a).

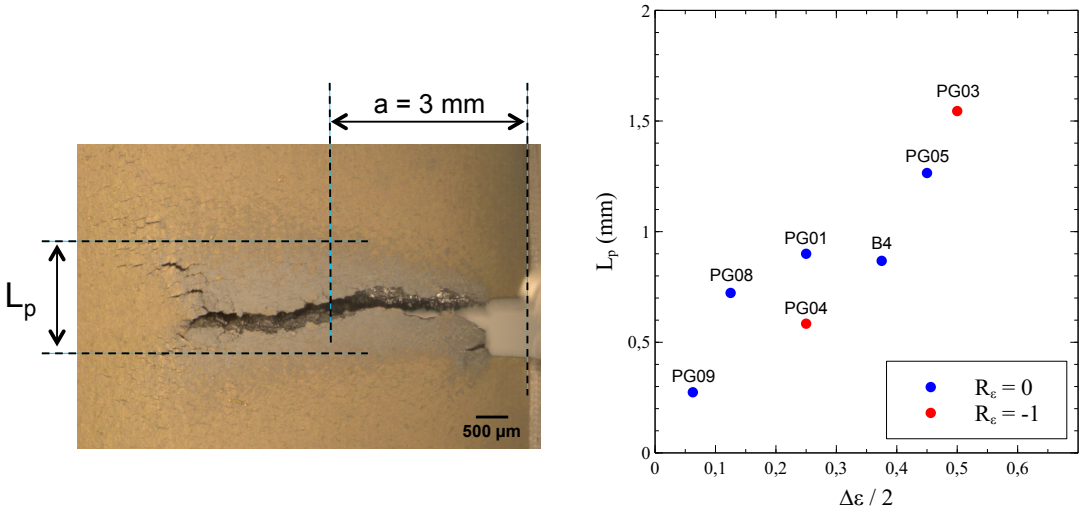


Figure 2.26 – *Mesures du sillage plastique sur la surface de fissuration*

La figure 2.26.b présente l'évolution de L_p pour les différents niveaux de déformation imposée. Plus la déformation appliquée est élevée, plus L_p est élevé. Il est minimal et vaut 0,2 mm pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0{,}0625$ % (plasticité confinée). Pour les hauts niveaux de déformation imposée, $L_p \leq 0{,}8$ mm.

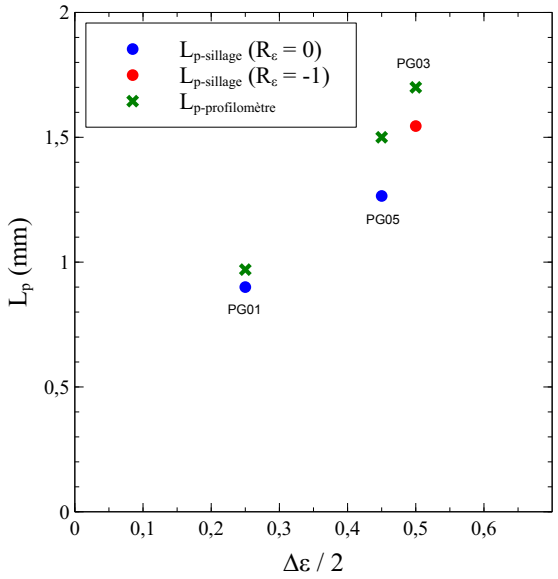


Figure 2.27 – *Schéma de mesure du sillage plastique sur la surface de fissuration*

On peut comparer la mesure de contraste à la mesure de l'enfoncement, Figure 2.27. La cohérence de ces résultats corrobore l'association entre changement de contraste et activité plastique et permet d'avoir une évaluation du rayon plastique cyclique (Figure 2.27). Toutefois, cette mesure n'est qu'indicative car le cumul de plasticité comme l'épaisseur d'oxyde locale devrait être mesurés pour rendre cette mesure objective. On observe toutefois que le sillage plastique excède 500 μm de large, soit un rayon plastique de 250 μm, pour toutes les conditions testées en dehors de l'essai PG09 ($\Delta\varepsilon/2$= 0.0625 % et R_ε= 0). Ceci confirme la forte activité plastique pour l'ensemble des essais.

2.4 Mécanismes de propagation

Nous développons ici une analyse locale par observation optique *in situ*, analyses MEB et EBSD en surface et sur les faciès de rupture afin de caractériser les mécanismes de propagation de fissure dans le domaine de la plasticité généralisée pour le matériau HA188.

2.4.1 Micro-fissures

Nous avons observé que l'amorçage était multiple pour des niveaux de déformations élevés à 900 °C. On constate également qu'un réseau de micro-fissure se développe pour des fissures plus longues.
Ce réseau de micro-fissures est observé dès le début de la propagation, pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 % (zone entourée en orange sur la Figure 2.13.a) et pour un niveau plus élevé $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,45 % (flèche b_5 sur la Figure 2.15.a) où ces micro-fissures sont suffisamment ouvertes pour une observation *ex situ*. Elles semblent être surfaciques.

Certaines micro-fissures sont observées *ex situ* pour une propagation significative de la fissure, pour $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 %, à R_ε = 0 (Figure 2.13) et R_ε = -1 (Figure 2.14). Sur la figure 2.13.b, on observe que pendant l'essai, la fissure principale se divise en deux branches et qu'une seule branche se développe en propagation dans la suite de l'essai. L'autre branche s'est arrêtée par effet d'écrantage : la fissure principale empêchant la progression de ses voisines (micro-fissures) qui sont alors dans une zone déchargée [Bathias et Baïlon, 1980, Bathias et Baïlon, 1997].

On peut grâce au suivi *in situ* analyser plus précisément le développement de ce réseau de micro-fissures : on l'observe en avant de la fissure principale (contour bleu sur la Figure 2.28.b). Ces micro-fissures apparaissent dans la zone de localisation de la déformation plastique et se referment quand la fissure devient plus longue (carré bleu sur la Figure 2.28.c). La coalescence de certaines de ces micro-fissures favorise la propagation de la fissure principale.

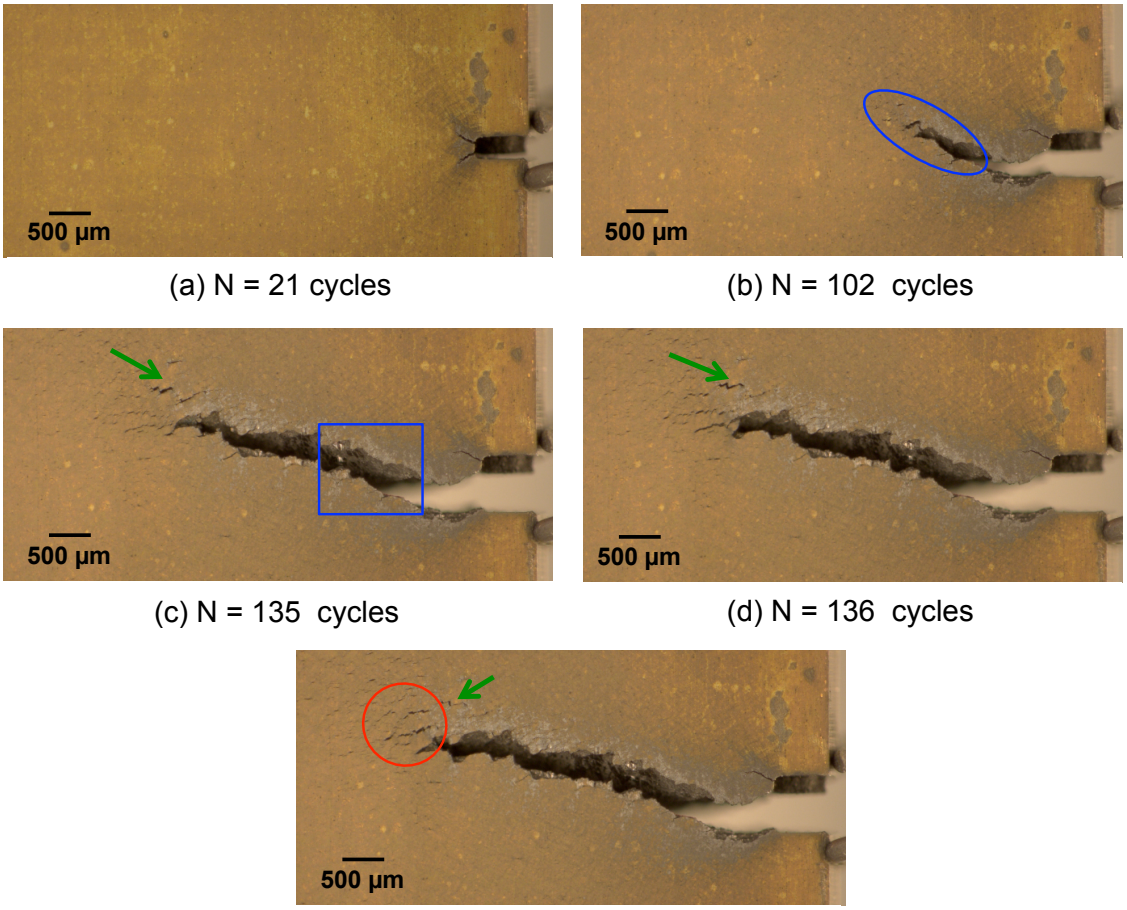


Figure 2.28 – *PG05 : suivi de la propagation de fissure, ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0, T = 900 °C)*

En outre, l'endommagement est régi par la formation de micro-fissures quand la fissure principale est suffisamment longue. Ces micro-fissures apparaissent en amont de la fissure principale. La flèche verte sur la figure 2.28.c indique une micro-fissure ouverte, de taille 300

μm et qui est située en avant la fissure principale. Cette micro-fissure ne se propage pas mais reste ouverte (Figure 2.28.d) jusqu'à ce qu'elle se referme à la fin de l'essai une fois la pointe de fissure principale située au-delà de cette micro-fissure. Un réseau de micro-fissures est clairement établi vers la fin de l'essai (cycle 135) associé à la zone de localisation de la déformation (Figure 2.28.e et Figure 2.15.b).

On notera que la taille et le nombre de ces micro-fissures dépendent du niveau de la déformation imposée (Figures 2.14.c, 2.16.b et 2.15.b).

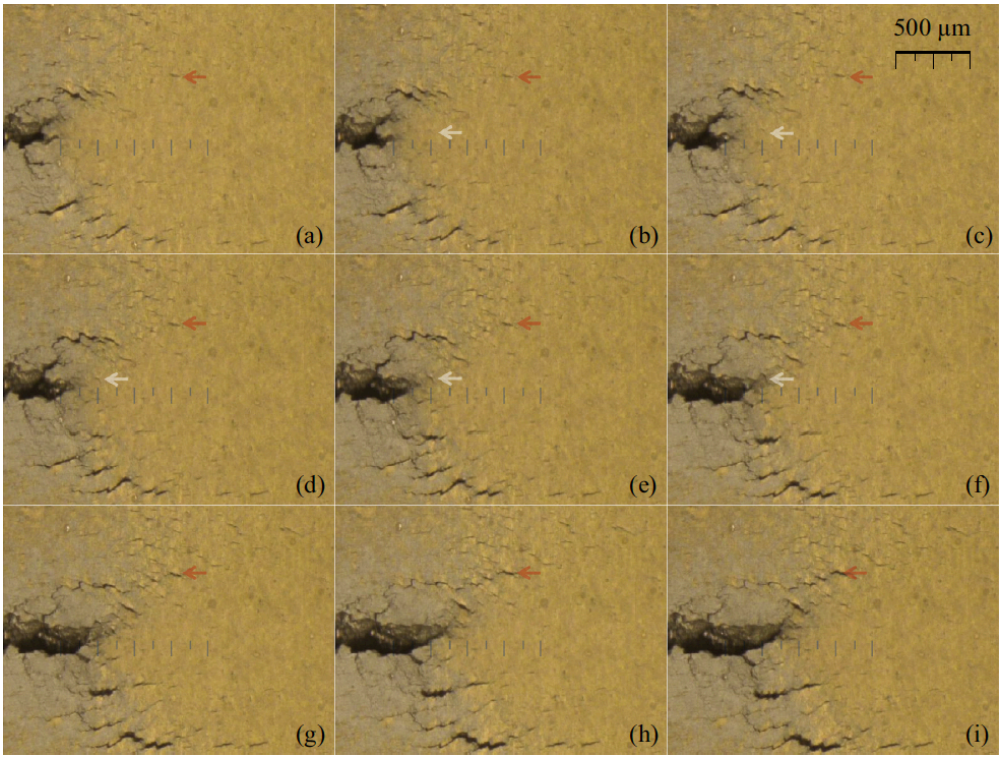


Figure 2.29 – *PG01 : suivi d'un réseaux de micro-fissures observés en pointe de fissure lors de la propagation entre le 248 ème (a) au 256 ème cycles (i) [Maurel et al., 2017]*

Pour l'éprouvette PG01 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,25 %, R $_\varepsilon$ = 0), une analyse détaillée a été faite en se basant sur les images capturées au maximum de déformation imposée lors du suivi optique *in situ* de la propagation de fissure du 248 ème au 256 ème cycles sur (Figure 2.29). Nous constatons en premier lieu que la déformation accompagnant chaque cycle est localisée en pointe de la fissure principale existante et précède sa propagation. Un réseau de micro-fissures est également observé au voisinage de la pointe de fissure lors de sa propagation. Une micro-fissure (flèche rouge sur la Figure 2.29.a) est observée devant une fissure secondaire. Une coalescence entre les deux est réalisée après environ 10 cycles et mesure 300 μm (Figure 2.29.i). Une deuxième micro-fissure (flèche blanche sur la Figure 2.29.b) entre plus rapidement en coalescence avec la fissure principale en moins de 5 cycles.

Ces observations (Figures 2.28 et 2.29) montrent que la propagation de la fissure principale s'effectue par coalescence entre la pointe de la fissure principale et les micro-fissures

en avant de celle-ci, conduisant à une propagation plus rapide pour cette fissure principale que pour les fissures secondaires.

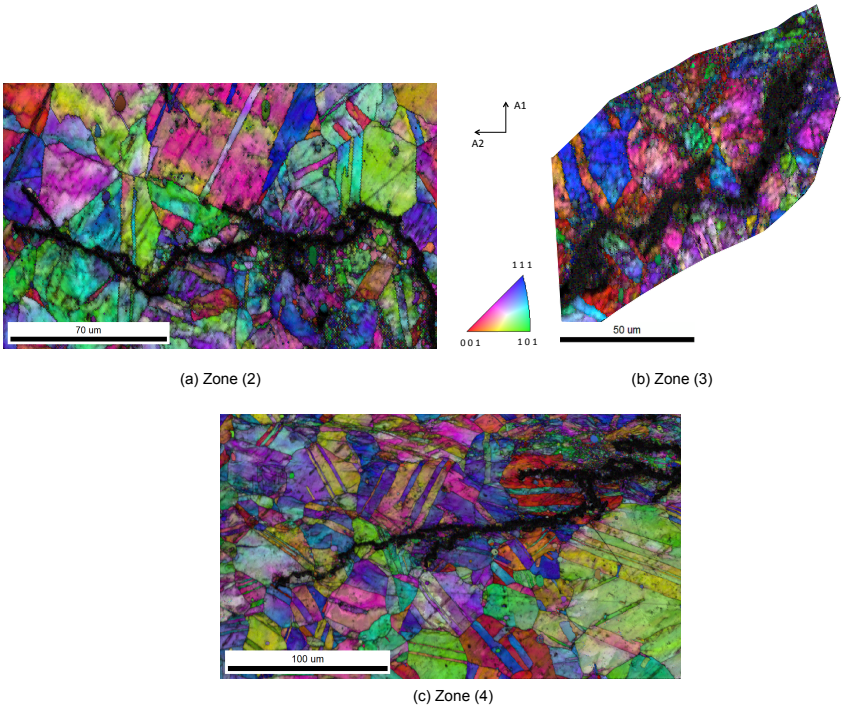
L'apparition de micro-fissures en pointe de fissure a été également observée à T = 800 °C pour une amplitude de déformation $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,143 % et R $_{\varepsilon}$ = 0 (flèches rouges sur la Figure 2.17). En revanche, pour une amplitude de déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0,125 %, aucune micro-fissure n'est observée à cette température alors qu'elles sont mises en évidence à T = 900 °C (Détail limité en vert pointillé sur la Figure 2.12.b).

2.4.2 Analyse de la surface de propagation de fissure par EBSD

Afin de comprendre davantage la propagation de fissure à l'échelle microscopique, nous avons mené une analyse à l'aide du système d'acquisition EBSD (Diffraction des Électrons Rétro-diffusés ou *Electron BackScatter Diffraction*). Ces observations ont été effectuées pour les conditions PG01 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.25 % à $R_{\varepsilon} = 0$, T = 900 °C) et PG08 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.125 % à $R_{\varepsilon} = 0$, T = 900 °C). Le faciès de propagation de l'éprouvette PG01 a été découpé selon un plan parallèle à la face observée, à mi-épaisseur de l'éprouvette, et les observations de surface sont réalisées sur l'éprouvette PG08 sur la face observée *in situ*.

Le premier objectif de ces observations est la détermination de la nature trans- ou inter-granulaire de la propagation de fissure. Cependant, la déformation plastique est intense dans la zone proche de la fissure principale, ce qui limite la qualité de la diffraction. De plus, la fissure principale de taille macroscopique ne permettra pas de conclure sur la nature de la propagation si on se focalise sur elle. En effet, compte tenu de l'ouverture de la fissure principale, les grains des deux côtés des lèvres de la fissure sont trop éloignés et ont subi une rotation trop importante pour pouvoir en comparer l'orientation. Par conséquent, nous avons étudié les fissures secondaires dans différentes zones au voisinage de la fissure principale (zones (2), (3) et (4) sur la figure 2.12.b). Les cartographies EBSD effectuées sur ces zones sont présentées dans la figure 2.30. Un facteur de qualité associé à la mesure de l'angle a été utilisé. Il permet de bien repérer les zones mal indexées et ainsi permet de délimiter la fissure secondaire qui apparait en noir, figure 2.30. De plus, il nous renseigne sur la localisation des joints de grains. Ces observations montrent que les fissures secondaires se sont propagées majoritairement de façon transgranulaire sans influence notable des joints de macle. Ces fissures secondaires peuvent être parfois intergranulaires, mais les petites tailles de grain à proximité de la fissure (Zone 2 par exemple sur Figure 2.30) rendent délicates ces observations.

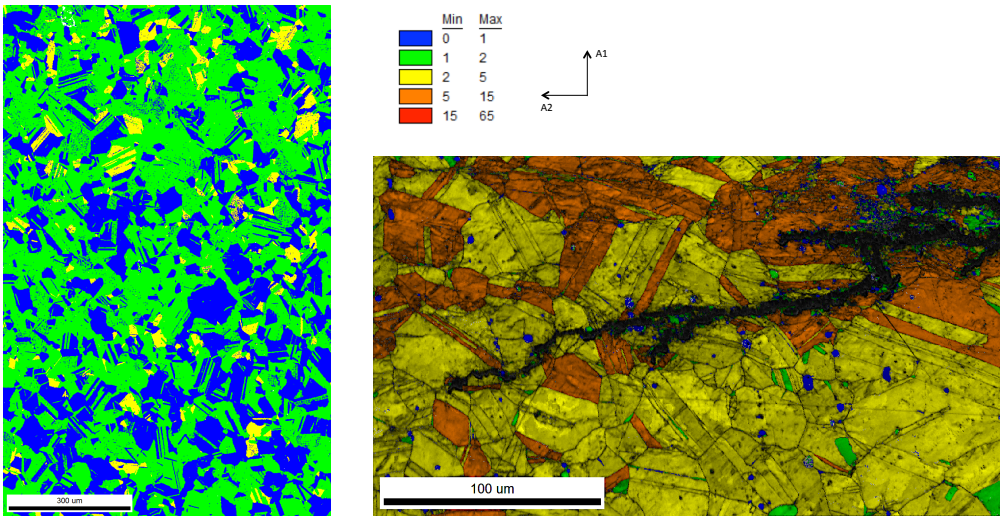
85



(a) Zone (2) (b) Zone (3)

(c) Zone (4)

Figure 2.30 – *Cartographies EBSD dans trois zones proches de fissures secondaires (a) Zone (2), (b) Zone (3) et (c) Zone (4) sur PG08 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.125 % à $R_\varepsilon = 0$, T = 900 °C)*



(a) (b)

Figure 2.31 – *Désorientation moyenne interne dans (a) la zone (1) éloignée de la fissure principale et (b) la zone proche de la fissure secondaire (4) sur PG08 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ = 0.125 % à $R_\varepsilon = 0$, T = 900 °C)*

La figure 2.31 indique la désorientation moyenne interne (en degrés) dans chaque grain

(grain orientation spread GOS) : dans la zone (1) éloignée de la fissure principale de PG08 (Figure 2.31.a) et dans la zone (4) au voisinage d'une fissure secondaire (Figure 2.31.b). Loin de la fissure principale, l'absence de désorientation significative est cohérente avec une faible déformation plastique, figure 2.31.a), alors qu'à proximité de la fissure secondaire, les fortes rotations locales sont associées à des déformations élevées, figure 2.31.b.

Les figures 2.32 et 2.33 présentent les cartographies EBSD dans les zones éloignées de la fissure principale respectivement de PG01 et PG08. Différents défauts de maclage qui apparaissent sous forme de bandes de couleur différente dans le grain-mère, sont observés sur chacune des cartographies. Les joints de macles sont aussi identifiés sur la figure 2.32.b comme les joints de grains. Ces macles sont aussi présentes sur les grains-parents à proximité des fissures secondaires (Figure 2.30). La désorientation des macles par rapport aux grains-parents est mesurée et tracée en fonction de la distance. Les figures 2.34.a et 2.34.b sont tracées selon la direction du milieu respectivement de la cartographie 2.32 (400 μm * 400 μm) et de la cartographie 2.33 (800 μm * 1200 μm). Nous constatons que les deux zones sont caractérisées par des distributions de macles analogues de désorientation 60 °. Comme ces zones correspondent à des zones faiblement sollicitées, on peut en déduire que le maclage est ici caractéristique du matériau HA188.

En étudiant plus précisément un détail de la zone (4) de PG08 (Figure 2.30.c) qui présente un grain-mère maclé (Figure 2.35), on observe deux macles de taille différentes mais possédant la même désorientation égale à 60 °. Enfin, nous pouvons remarquer que ces nombreuses zones maclées ne sont pas des sites préférentiels pour la propagation de fissure (la figure 2.12).

Les cartographies EBSD peuvent également être utilisées pour la détermination de la distribution de la taille des grains. Comme les macles ne sont pas identifiées comme site d'endommagement, nous évaluerons la taille de grain sans tenir compte des zones maclées.

Cette analyse de taille de grains a été effectuée sur les cartographies observées loin de la fissure principale (Figures 2.32 et 2.33) et aussi sur une partie sans fissure des cartographies observées dans les zones (2) (Figure 2.30.a) et (4) (Figure 2.30.c). Les résultats sont présentés sur la figure 2.36 sous forme d'histogrammes. Nous constatons que la dispersion du diamètre des grains dans les zones éloignées de la fissure principale diffère légèrement de celle pour les zones à proximité de fissures secondaires. En effet, au voisinage de fissures secondaires les petits grains sont plus présents que loin de la fissure et les gros grains sont moins nombreux à proximité des fissures. Pour les quatre cartographies EBSD, la fraction surfacique la plus élevée est généralement occupée par des grains de diamètre entre 20 et 40 μm (Figure 2.36). Ces mesures sont cohérentes avec la littérature [Whittenberger, 1993, Lee *et al.*, 2007, Lee *et al.*, 2008].

87

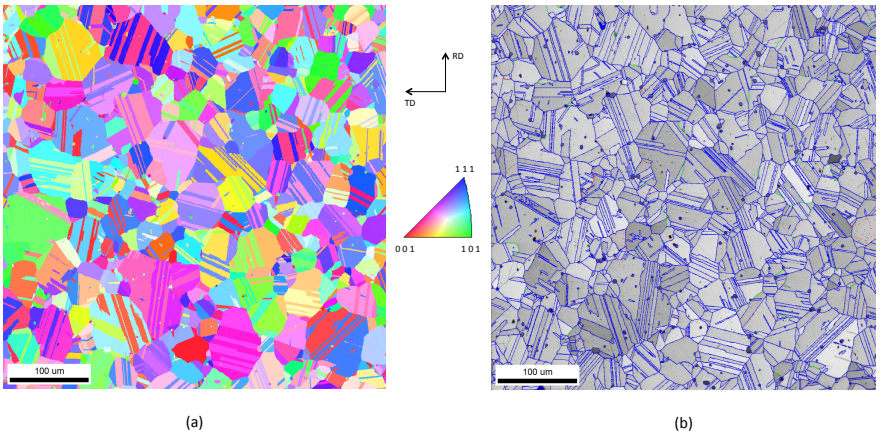


Figure 2.32 – *Cartographie EBSD de la zone (1) éloignée de la fissure pour PG01 (a) figure de pôle inverse et (b) joints de grains et joints de macles*

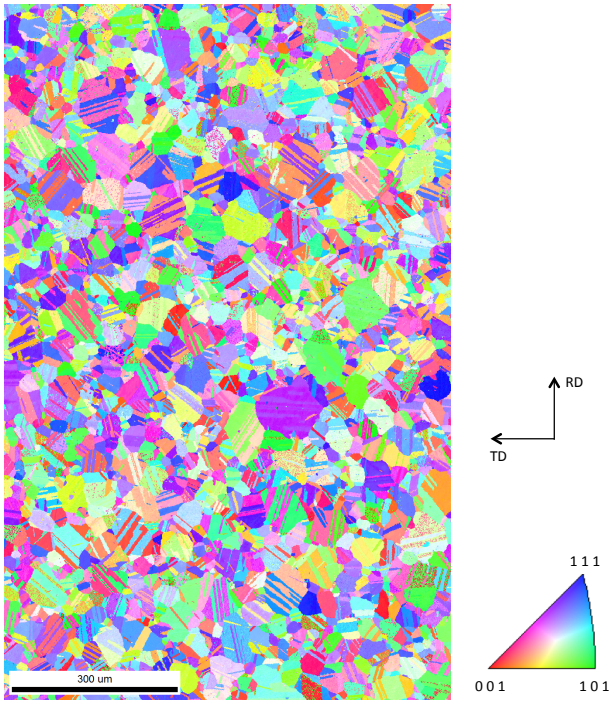


Figure 2.33 – *Cartographie de pôle inverse réalisée par EBSD de la zone (1) éloignée de la fissure pour PG08*

88

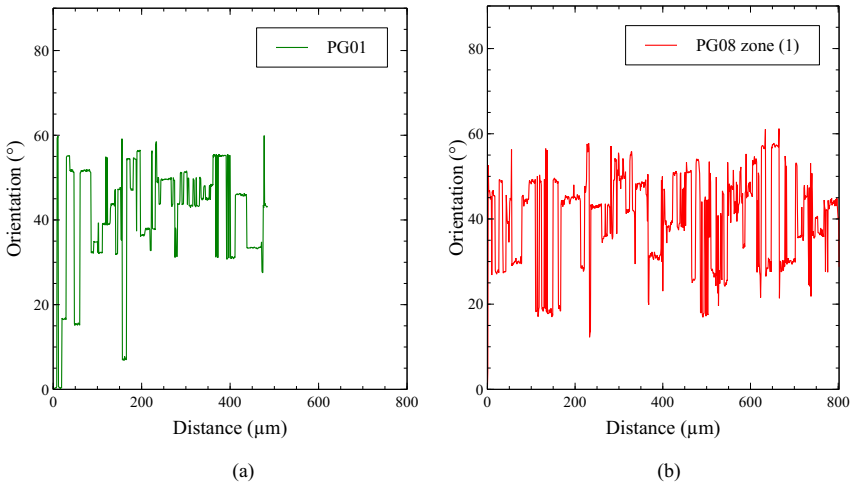


Figure 2.34 – *Évolution de la désorientation des macles par rapport aux grains de la matrice selon la direction à mi-longueur des cartographies EBSD effectuées sur des zones éloignées de la fissure (a) PG01 et (b) PG08 dans la zone (1)*

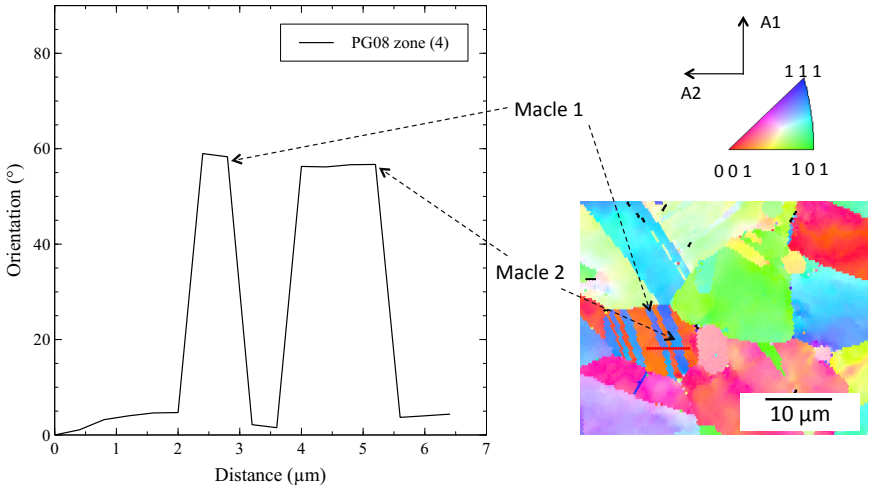


Figure 2.35 – *Évolution de la désorientation des macles par rapport au grain-mère de la matrice de la cartographie EBSD de PG08 dans la zone (4) au voisinage d'une fissure secondaire*

89

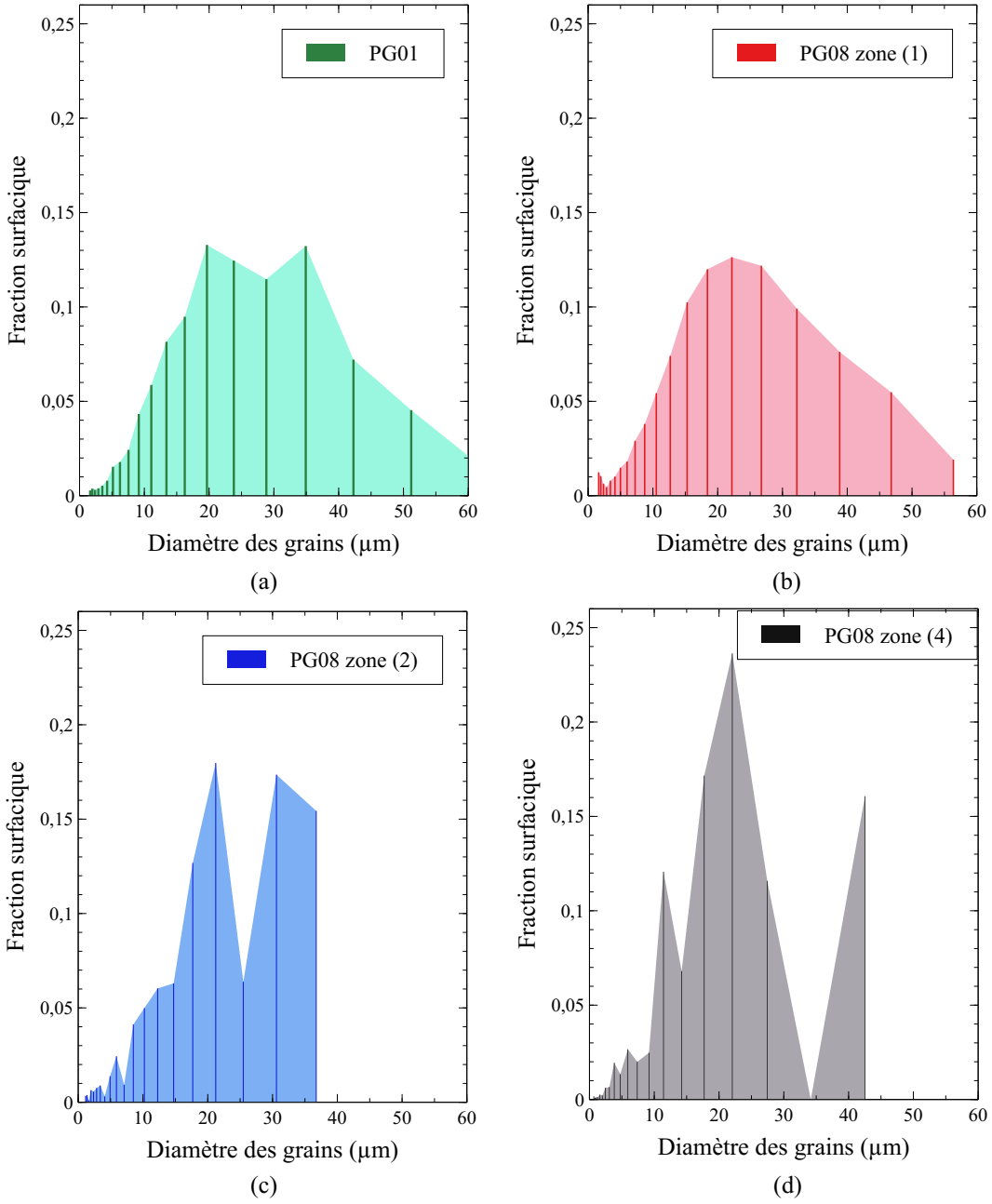


Figure 2.36 – *Histogrammes de la répartition de la taille des grains pour les cartographies EBDSD effectuées sur PG01 et PG08*

2.4.3 Observations fractographiques

Afin d'observer et de caractériser les faciès de fissuration, les éprouvettes ont été ouvertes par traction simple à température ambiante. L'objectif de ces observations fractographiques est de conclure sur la nature de la propagation et de l'endommagement pour différentes conditions de chargement à T = 900 °C.

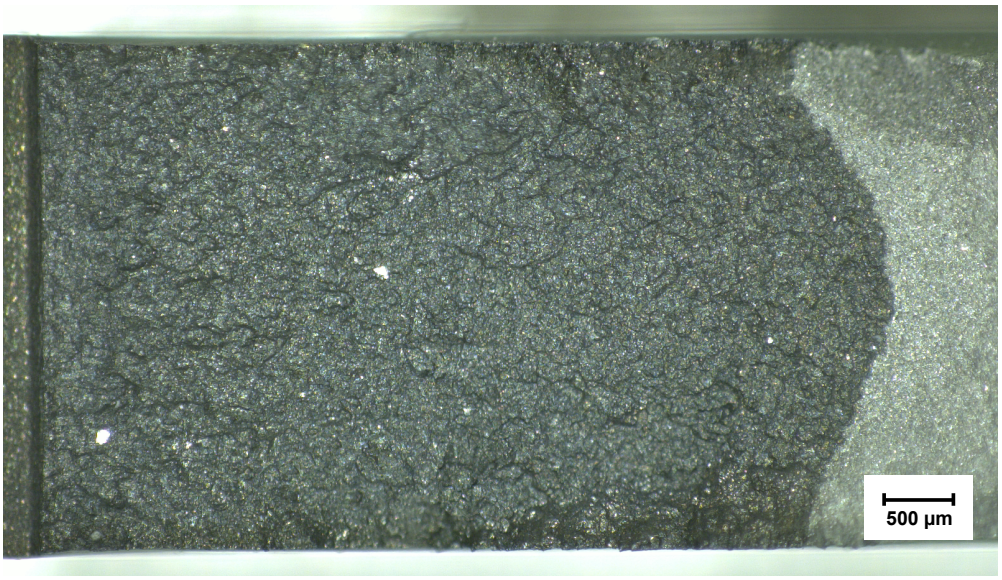
Dans un premier temps, nous présentons le niveau de déformation imposée $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,25 % qui a été testé à R_ε= 0 et à R_ε= -1 (essais PG01 et PG04 respectivement) ; les observations sur la moitié inférieure des éprouvettes en microscopie optique sont présentées figure 2.37. L'oxydation du matériau permet de distinguer nettement la zone de propagation de fissure, plus foncée, alors que la zone de rupture monotone apparait en gris clair.

La première différence notable est la forme du front de fissure : le faciès PG01 (Figure 2.37.a) présente un front de fissure final plutôt circulaire et symétrique par rapport au plan moyen en épaisseur de l'éprouvette avec des zones plus rectilignes à proximité de la surface de l'éprouvette. La forme du front final montre que la vitesse de propagation de fissure était plus élevée au cœur de l'éprouvette PG01 par rapport aux bords de celle-ci. En outre, le front partiellement droit à proximité de la surface est sans doute lié à un effet important de fermeture de fissure. Par contre, le front final de fissure pour le cas PG04 est un peu elliptique avec une excentricité beaucoup plus faible que pour le cas PG01 (Figure 2.37.b), ce qui correspond à une vitesse plus homogène de propagation le long du front de fissure.

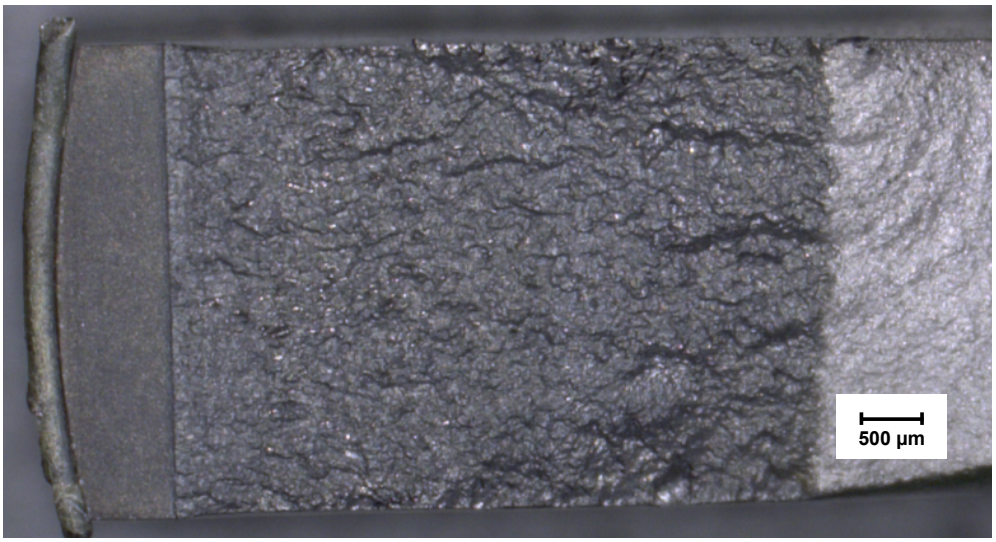
Un deuxième point remarquable est la topographie de la surface de fissuration. Pour les deux cas de figure, on observe que le mode I de propagation de fissure domine l'amorçage et le premier stade de propagation (Figures 2.38.b et 2.39.b), où des rivières de fatigue sont observées sur les deux faciès dans la direction parallèle à celle de la propagation de fissure (Figures 2.38 et 2.39). En revanche, une désorientation de la majorité des rivières de fatigue est observée vers la fin de la propagation de fissure sur le faciès PG04 (R_ε= -1) (Figure 2.39.c). Ce stade de propagation correspond aux marches de fatigue observées sur la figure 2.37.b. Leur apparition est due à la combinaison des modes de propagation de fissure I+III [Hourlier *et al.*, 1978, Lazarus *et al.*, 2001], ce qui est cohérent avec les observations de déversement de fissure constaté sur ce faciès.

Ces deux essais ont été effectués à des rapports de déformation négatif (PG04) ou nul (PG01), pour lesquels il y a toujours eu contact entre les lèvres de la fissure pendant l'essai ($\sigma < 0$). Par conséquent, un matage plus ou moins prononcé est observé sur les deux faciès. Du fait du matage des surfaces, les stries de fatigue sont difficiles à observer sur les faciès.

Un agrandissement à l'aide du MEB (BSE) à proximité du front de fissure sur le faciès PG01, $\Delta\varepsilon/2$=0,25% et R_ε= 0 (Figure 2.38.c), met en évidence l'aspect intergranulaire de la propagation de fissure principale sur le faciès lui-même, comme pour les fissures secondaires (Figure 2.40). Ces micro-fissures sont créées au niveau des joints de grains et sont à l'origine de la propagation dans ce cas. En revanche, pour un niveau de déformation plus élevé, $\Delta\varepsilon/2$=0,25% et R_ε= 0 (PG05), les fortes déformations en compression empêche d'analyser le facies et d'en déduire la nature de propagation (Figure 2.41). L'analyse EBSD précédente pour un niveau plus faible, $\Delta\varepsilon/2$=0,125% et R_ε= 0 (PG08) montrait le caractère majoritairement transgranulaire de la propagation de fissure pour les fissures secondaires. Les observations faites ici à niveau plus élevé, comme sur les observations *in situ* en surface tendent à montrer que la propagation devient majoritairement intergranulaire pour $\Delta\varepsilon/2 \geq$0,25% à T=900 °C.



(a) PG01 : $\Delta_\varepsilon/2$ = 0,25 % ; R_ε = 0 ; T = 900 °C



(b) PG04 : $\Delta_\varepsilon/2$ = 0,25 % ; R_ε = -1 ; T = 900 °C

Figure 2.37 – *Observation des faciès de fissuration des éprouvettes SENT (a) PG01 et (b) PG04*

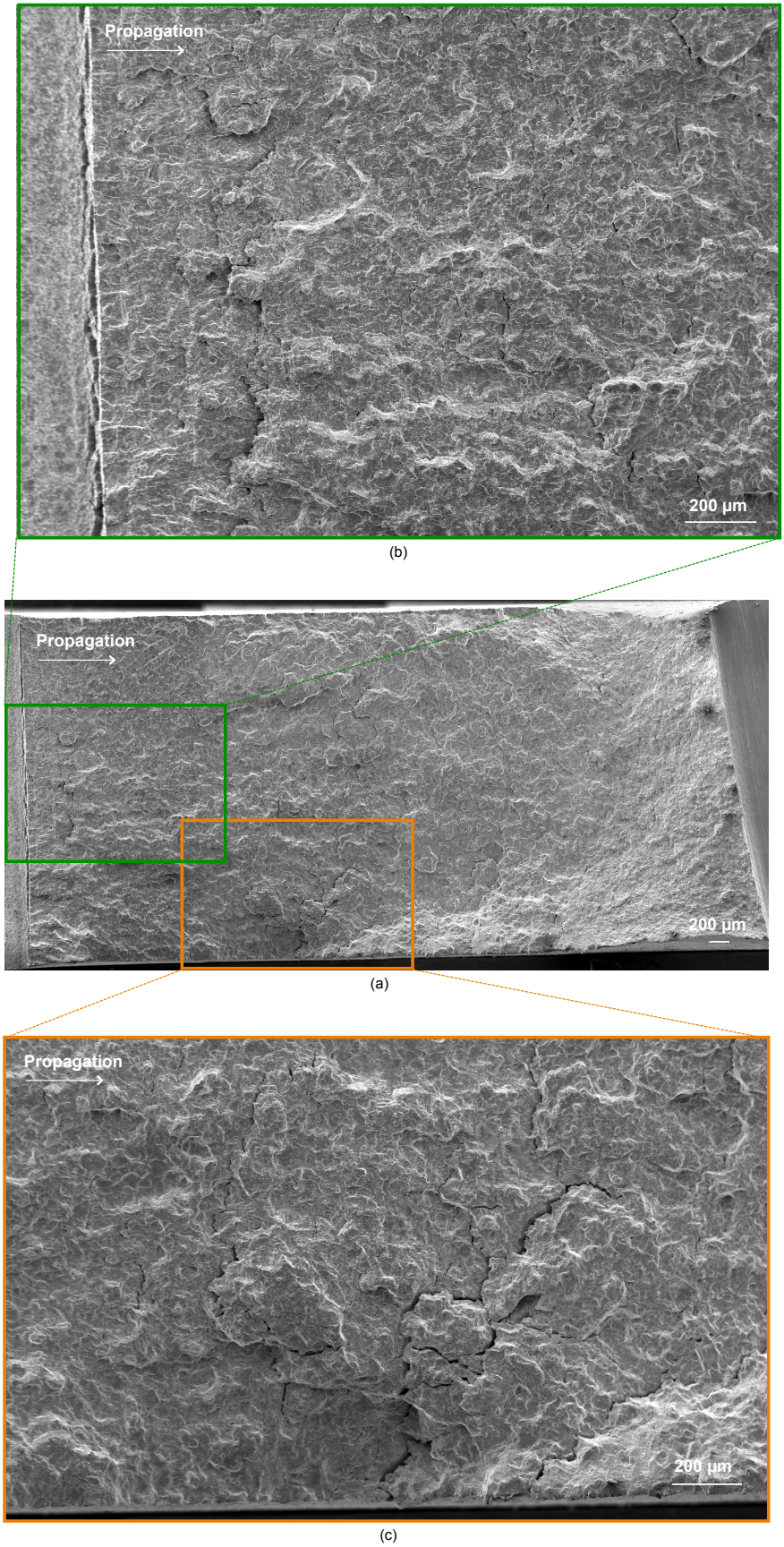


Figure 2.38 – *(a) Observation du faciès PG01 ; (b) amorçage et début de propagation ; (c) fin de propagation en pointe de fissure*

93

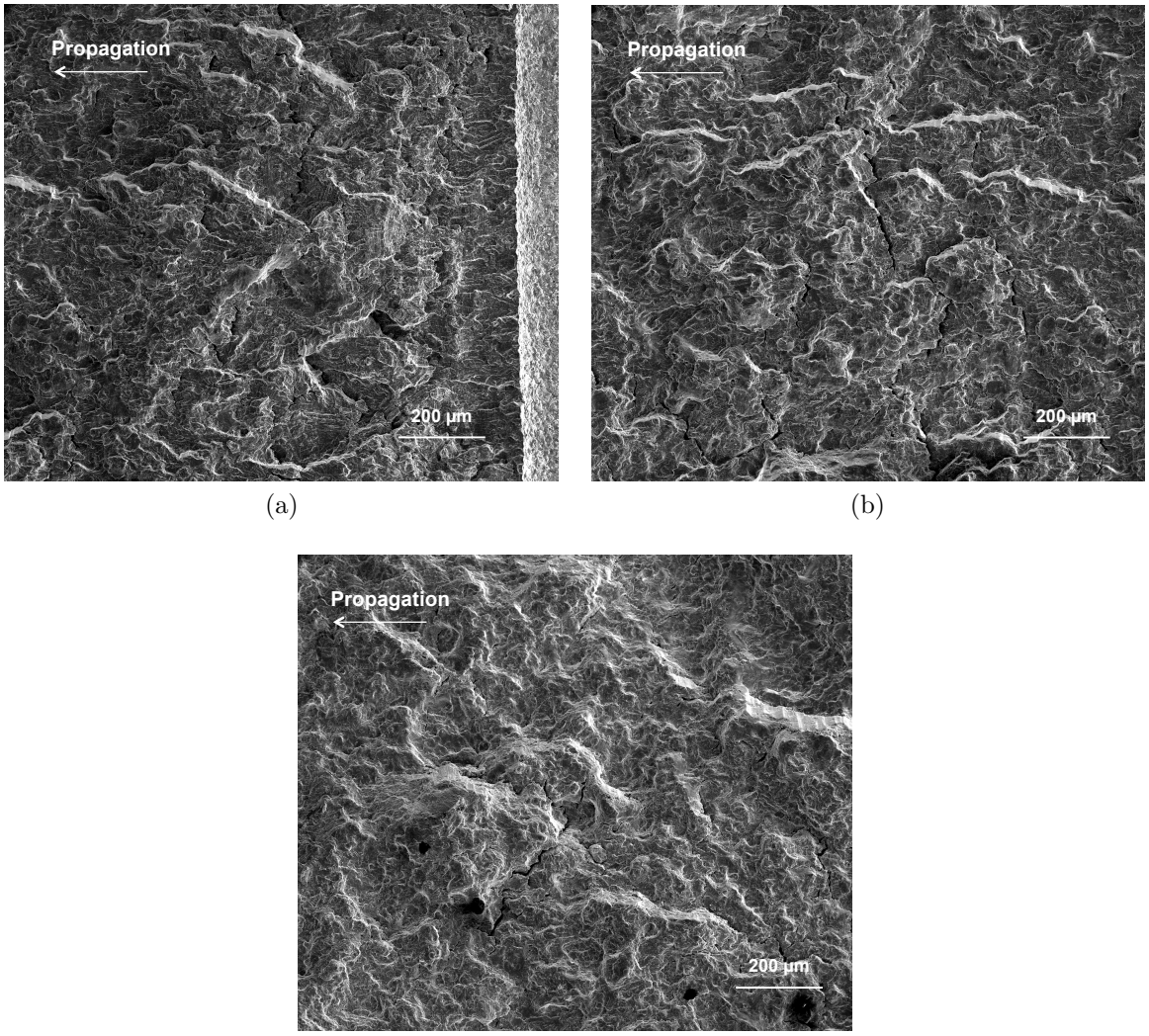


Figure 2.39 – *(a) Observation de l'amorçage et début de propagation de la fissure, (b) à mi-parcours de propagation et (c) vers la fin de l'essai PG04*

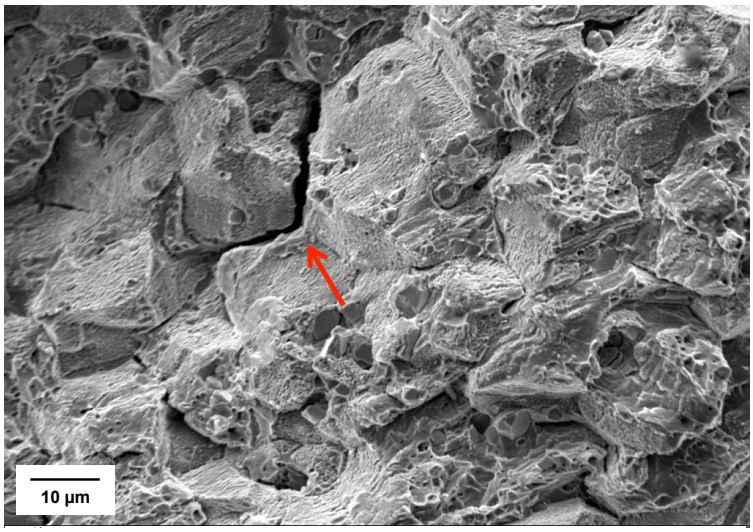


Figure 2.40 – *Détail de la zone du front de fissure sur le faciès PG01 observé au MEB*

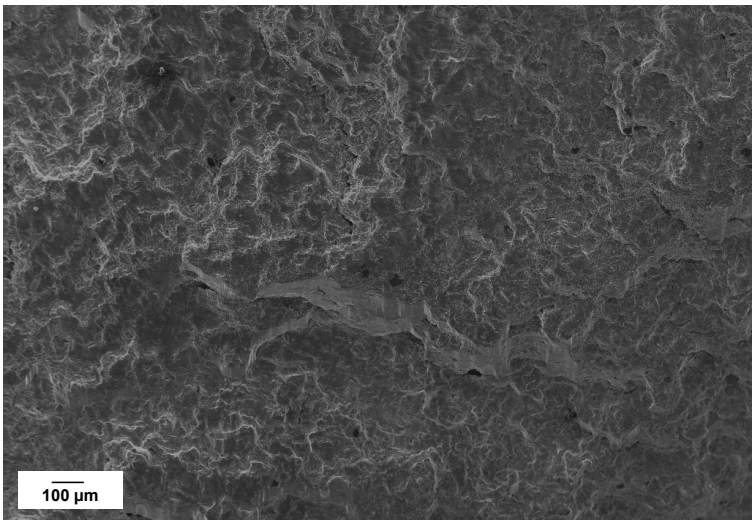


Figure 2.41 – *Observation du faciès PG05 ($\frac{\Delta\varepsilon}{2}$=0,45 % ; R_ε= 0 ; T = 900 °C) au MEB*

2.5 Synthèse

Le montage expérimental et la démarche suivie pour conduire un essai uniaxial de propagation de fissure à haute température isotherme ont été décrits au début de ce chapitre. Les essais permettent d'analyser la propagation de fissure de fatigue oligocyclique sur des éprouvettes de type SENT. Deux températures d'essai ont été analysées : 800 °C et 900 °C. Ces températures ont été choisies compte tenu du gradient de température imposé en conditions biaxiales et afin d'établir un cas de référence pour l'analyse de la propagation de fissure sous sollicitation uniaxiale en plasticité généralisée.

On constate que les vitesses de propagation de fissure sont très élevées, qu'à faible niveau de déformation les vitesses de propagation à 900 °C sont plus élevées qu'à 800 °C. On attribue ce comportement à l'influence de l'oxydation peu présente à 800 °C. En revanche à forte déformation totale imposée, on constate que la vitesse de propagation est plus élevée à 800 °C pour une amplitude de déformation plastique plus élevée à 800 °C qu'à 900 °C.

L'analyse des mécanismes de propagation porte essentiellement sur la température de 900 °C, température cible de cette étude. La plasticité généralisée est alors associée au multi-amorçage, à un sillage plastique intense et à la modification de la rugosité et du contraste de la surface observée pour les hauts niveaux de déformations imposées.

À 900 °C, une analyse d'image a permis de mettre en évidence la corrélation entre le contraste des figures optiques et le sillage plastique, contraste associé à l'écaillage préférentiel d'oxydes dans les zones les plus déformées. Aux forts niveaux de sollicitations, ($\frac{\Delta\varepsilon}{2} \geq 0.25\%$), la taille de la zone plastique identifiée à l'aide du sillage plastique, excède 500 μm. En outre, à ces niveaux de déformation un déversement de fissure est observé en surface (Figures 2.11.b, 2.11.c et 2.14.a). Nous constatons que ce phénomène augmente avec le niveau de déformation appliquée. Ce seuil de déformation correspond à un changement de mécanisme de propagation de fissure qui est transgranulaire à $\frac{\Delta\varepsilon}{2} < 0.25\%$ et devient interganulaire à $\frac{\Delta\varepsilon}{2} \geq 0.25\%$. Celui-ci a été mis en évidence en associant observations de surface optique *in situ* à forte résolution spatiale et observations des faciès de rupture.

À 800 °C on retrouve de façon similaire les effets de déversement en fonction du niveau de déformation appliquée. En revanche le caractère prépondérant de la multi-fissuration intergranulaire n'a pas été mis en évidence.

Chapitre 3

Développement d'un banc d'essai de fatigue biaxiale à haute température

Ce chapitre décrit le développement d'un banc d'essai de fatigue sous conditions de chargement biaxial à haute température en plasticité généralisée. Une première partie présentera le matériel et les méthodes expérimentales utilisées pendant l'essai. Une seconde partie portera sur l'élaboration d'un système de chauffage spécifique permettant d'obtenir des conditions de chauffage optimales. Ensuite, la campagne d'essais sera exposée en détaillant les conditions du chargement mécanique appliquées. La dernière partie introduira les méthodes de mesures du déplacement local et de la longueur de fissure et de la vitesse de propagation de fissure.

Sommaire

3.1 Géométrie des éprouvettes **101**

3.2 Dispositif expérimental de fatigue biaxiale **102**

3.2.1 Machine biaxiale coplanaire 102

3.2.2 Montage de capteurs LVDT 103

3.2.3 Suivi de la propagation de fissure *in situ* par microscopie optique numérique 104

3.3 Conception d'un système de chauffage **106**

3.3.1 Système de chauffage existant 107

3.3.2 Système de chauffage proposé : conception et réalisation d'un inducteur de type *pancake* à 3 spires 109

3.3.3 Inducteur *pancake* à 3 spires modifié 113

3.3.4 Inducteur *pancake* à 4 spires 121

3.3.5 Discussions et récapitulatif sur l'étude thermique 126

3.4 Essai de fatigue biaxiale à haute température **130**

3.4.1 Taux de biaxialité 130

3.4.2 Principe de la méthode expérimentale 131

3.4.3 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette plate 132

3.4.4 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette avec cuvette 139

3.5 Mesure du champs de déplacement par suivi de marqueurs au voisinage de la fissure **141**

3.5.1 Principe de la méthode 142

3.5.2 Résultats 143

3.6 Principe de mesure de la longueur de fissure et de la vitesse de fissuration **150**

3.7 Synthèse **153**

3.1 Géométrie des éprouvettes

L'éprouvette utilisée est de type cruciforme. Elle est prélevée dans des tôles laminées à chaud par électroérosion à fil et comporte des perçages au niveau des têtes pour sa fixation sur les mors adaptés à la machine biaxiale INSTRON 8800 utilisée dans cette étude.

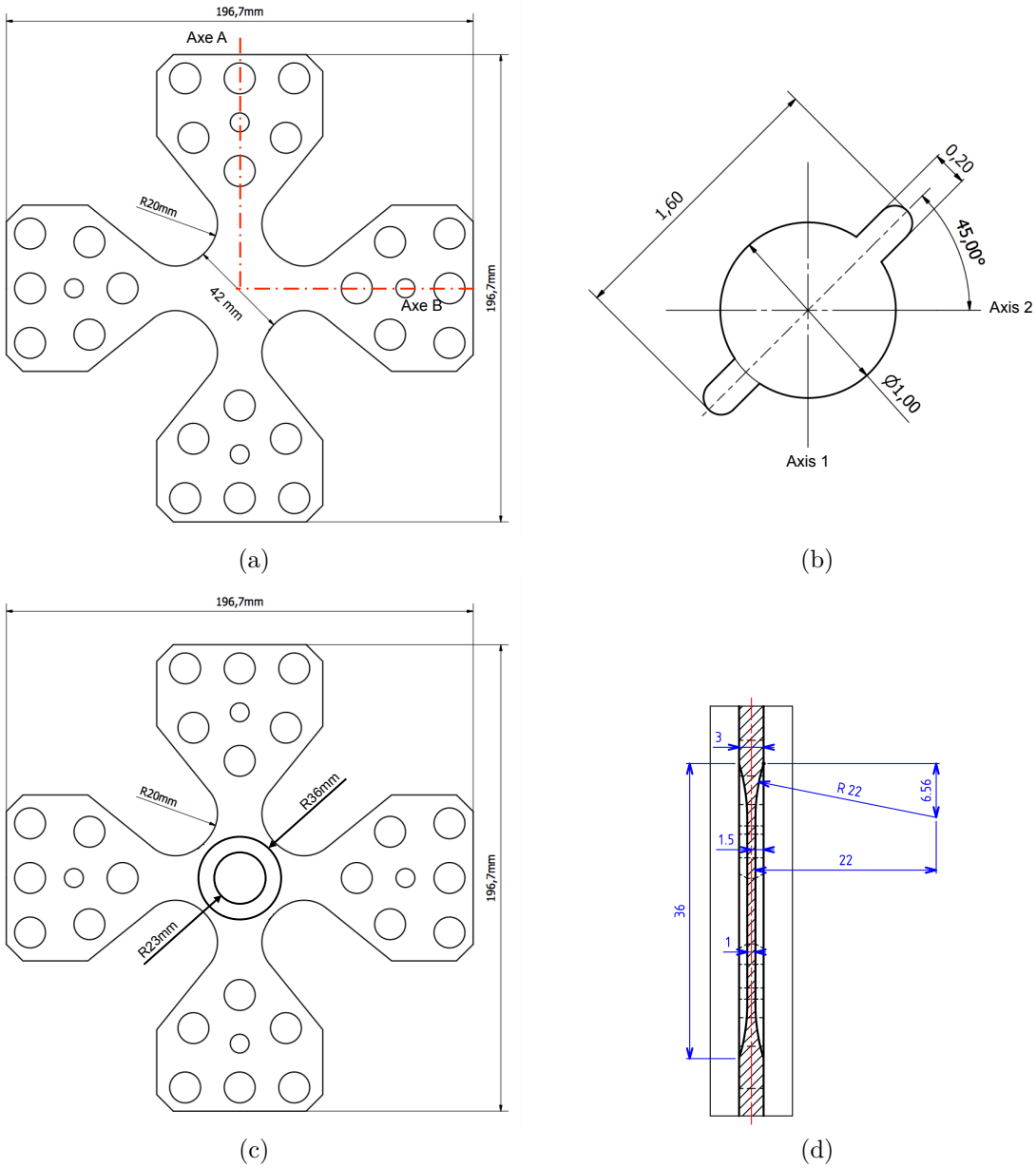


Figure 3.1 – *(a) Géométrie de l'éprouvette biaxiale plate, (b) zoom sur l'entaille, (c) géométrie de l'éprouvette biaxiale avec cuvette et (d) détail de la cuvette en épaisseur*

Nous utilisons deux types d'éprouvettes qui différent par leurs zones centrales :

- Une éprouvette cruciforme d'épaisseur constante (Figure 3.1.a) qui a été usinée sans

101

modification de son épaisseur, d'une valeur nominale de 3 mm,

- Une éprouvette cruciforme avec cuvette (Figure 3.1.c) dont l'usinage de la zone centrale est réalisé au tour à commande numérique pour obtenir une réduction d'épaisseur à 1 mm au point central de l'éprouvette, (Figure 3.1.d).

Pour les deux géométries d'éprouvette, un trou central (Ø=1 mm) et deux entailles ont été usinées de part et d'autre du trou central par électroérosion afin d'obtenir une largeur de 0.2 mm et une longueur de 1.6 mm incluant le diamètre du trou central. Les entailles sont orientées à 45 ° par rapport aux axes de sollicitation de l'éprouvette (Figure 3.1.b).

Les éprouvettes sont préparées avant chaque essai : une vérification de la planéité est nécessaire pour le montage et la fixation sur la machine bi-axiale, et compte tenu du niveau élevé de la sollicitation imposée, les extrémités de l'éprouvette doivent être sablées pour assurer le bon accrochage de l'éprouvette sur les mors de la machine. En outre, une étape préliminaire de polissage de la surface utile de l'éprouvette jusqu'à la granulométrie 1 μm est effectuée afin d'éliminer les défauts de surfaces (rayures par exemple) et permettre d'éviter l'amorçage d'une fissure et/ou l'influence d'un défaut de surface sur la propagation ainsi qu'une bonne qualité d'images optiques pour la mesure de fissure.

3.2 Dispositif expérimental de fatigue biaxiale

Un dispositif expérimental a été développé pour réaliser les essais de fissuration sous chargement de fatigue oligocyclique à haute température. L'éprouvette cruciforme est montée sur la machine de fatigue biaxiale coplanaire comme présenté sur la figure 3.2.b. Ce dispositif est complété par un microscope optique numérique permettant l'observation *in situ* de la fissuration et d'un système de chauffage par induction. On définit les deux faces de l'éprouvette cruciforme par face avant et face arrière telles que la face avant est celle observée au cours de l'essai (Figure 3.2.a) et la face arrière est celle exposée au système de chauffage (Figure 3.3.a).

3.2.1 Machine biaxiale coplanaire

Le *Centre des Matériaux* dispose d'une machine de fatigue biaxiale cruciforme INSTRON 8800 (Figure 3.2.a) dont la polyvalence lui permet d'être utilisée dans de nombreuses études. Des essais de propagation du délaminage à l'interface céramique/métal soumis à un cisaillement macroscopique monotone [Sapardanis, 2016] ont été conduits sur cette machine. Cette machine a été également utilisée pour conduire des essais de traction monotone anisothermes rapides sur des éprouvettes cruciformes en CWSR Zircaloy-4 [Chaieb, 2019]. La fatigue biaxiale a été également appliquée sur ce dispositif pour réaliser des essais en conditions de chargement biaxial en fatigue à grand nombre de cycles pour des alliages base Ti et des jonctions soudées dans ces alliages [Abecassis, 2017].

Cette machine est composée de quatre vérins (A1, A2, B1 et B2) disposés sur deux axes orthogonaux. Chaque vérin est muni d'une cellule de charge de capacité égale à 100 kN et possède une course de +/- 20 mm. Les vérins opposés définissent un axe de la machine : axe A [A1-A2] et axe B [B1-B2] qui sont les deux directions du chargement, (Figure 3.2.b).

Le pilotage des vérins peut s'effectuer selon deux modes : standard et modal. La commande standard permet de piloter les 4 vérins de manière indépendante. Le second mode (commande modale) permet de coupler le déplacement des deux vérins d'un même axe de manière à ce que le centre de l'éprouvette reste en position eucentrique. C'est ce second mode qui est utilisé pour l'étude. Notons que dans le but de vérifier la coplanéité des 4 vérins, une étude préliminaire a été effectuée en se basant sur la méthode de stéréo-corrélation d'images à l'aide du logiciel Vic-3D^{TM}. Cette étude a permis de parachever l'alignement des vérins en corrigeant le positionnement de l'éprouvette pour éviter tout déplacement hors plan, (Annexe textcolorredB)).

La machine est liée à un système d'acquisition *Wave Matrix* permettant de choisir le type de pilotage du chargement : effort imposé ou déplacement imposé, de définir la méthode de l'essai, le niveau du chargement et la fréquence pour chaque axe. En outre, il permet l'acquisition des données durant l'essai.

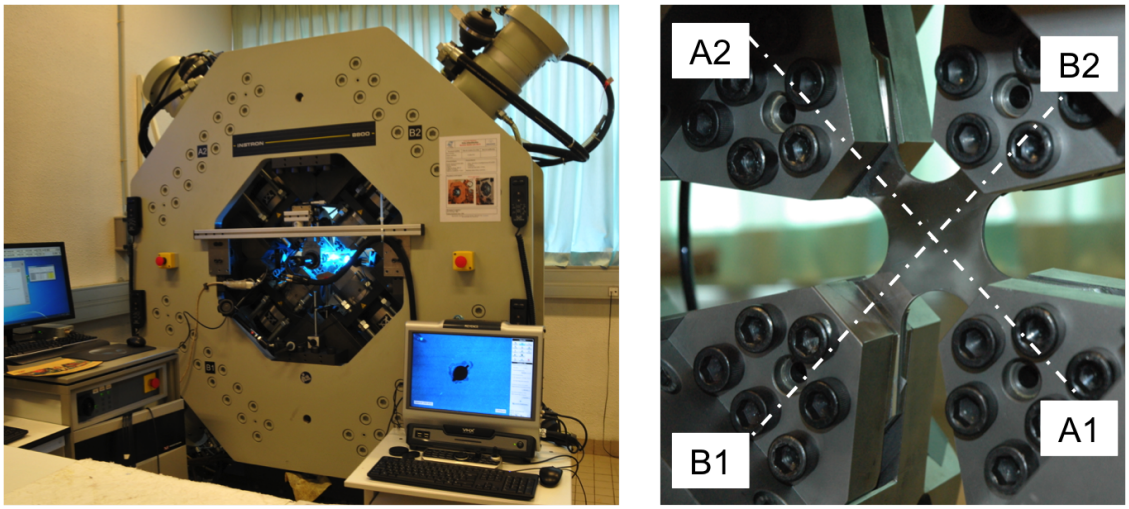


Figure 3.2 – *(a) Machine de fatigue biaxiale coplanaire INSTRON 8800, (b) définition des axes de sollicitation*

3.2.2 Montage de capteurs LVDT

Dans cette étude, les essais sont réalisés par séquences de pilotage en force ou à déplacement imposé. Afin de réaliser des séquences de chargement pilotées en déplacement, nous avons utilisé des capteurs LVDT (Linear Variable Differential Transformer), (Figure 3.3).

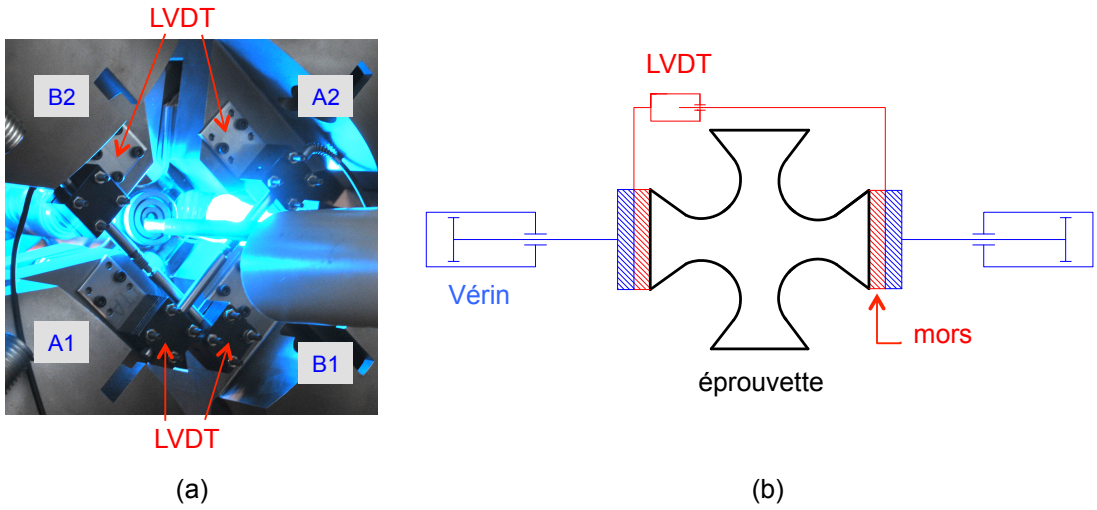


Figure 3.3 – *(a) Montage et (b) position des capteurs LVDT*

Ces capteurs sont montés, sur les deux axes, sur le système d'amarrage (à 43 mm de part et d'autre du centre de l'éprouvette). Par conséquent, on définit deux types de mesure du déplacement : celui mesuré au niveau des capteurs LVDT et celui relevé au niveau des vérins. Notons que le déplacement imposé sur l'éprouvette est contrôlé par les capteurs LVDT à l'aide du système d'acquisition $WaveMatrix$.

Les capteurs LVDT ont pour but, dans cette expérimentation, de contrôler et de mesurer le déplacement au niveau du voisinage de la zone utile de l'éprouvette sans tenir compte de la rigidité de la machine ni du déplacement des vérins sur chaque axe. En revanche, comme ils sont situés sur les mors de la machine, [Coudon, 2017] a montré que la rigidité des mors devait être évaluée dans l'analyse du montage.

3.2.3 Suivi de la propagation de fissure *in situ* par microscopie optique numérique

L'éprouvette étant chauffée par induction par la face arrière, la propagation de fissure est suivie à l'aide d'un microscope optique numérique de type KEYENCE VHX 1000 - Z00 monté au niveau de la face avant de l'éprouvette (Figure 3.4).
La caméra est focalisée sur la zone utile de l'éprouvette où la fissure s'amorce et se propage. Le microscope Z00 permet de travailler à longue distance par rapport à la surface observée (95 mm entre l'objectif et l'éprouvette).
La caméra est inclinée à 45 ° de façon à faire coïncider l'axe [A1-A2] avec la direction verticale et ainsi l'axe [B1-B2] est aligné avec la direction horizontale, comme illustré dans la figure 3.4.

Pour réduire l'effet de convection thermique et protéger l'objectif du microscope, une vitre thermique résistante est positionnée devant l'objectif.

Une source lumineuse (éclairage CCD [Harvey, 2011]) est utilisée pour améliorer la détection de l'amorçage de fissure. Cet éclairage supplémentaire est optimisé pour l'objectif du Keyence afin d'améliorer la qualité d'image (choix des longueurs d'onde).

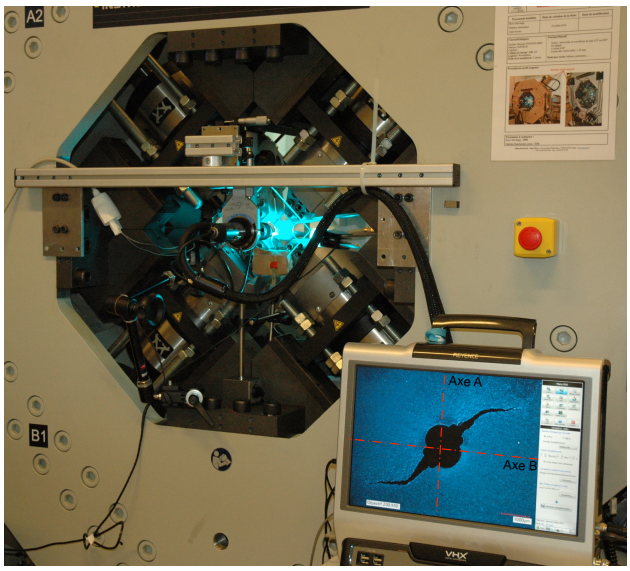


Figure 3.4 – *Observation in situ de la fissuration*

Au cours de l'essai, des photos sont prises à intervalles de temps définis grâce à l'utilisation d'un "trigger" permettant d'avoir une base temporelle commune entre microscope et logiciel d'acquisition de données de la machine biaxiale et un déclenchement des prises de vues pilotés par ce même logiciel. Ce lien entre les deux systèmes de contrôle du microscope et de la machine, permet d'identifier pour chaque image prise le nombre de cycles associé. En effet, nous avons défini la fréquence d'acquisition de façon à prendre une photo tous les dix cycles pendant l'essai comme illustré dans la figure 3.5.

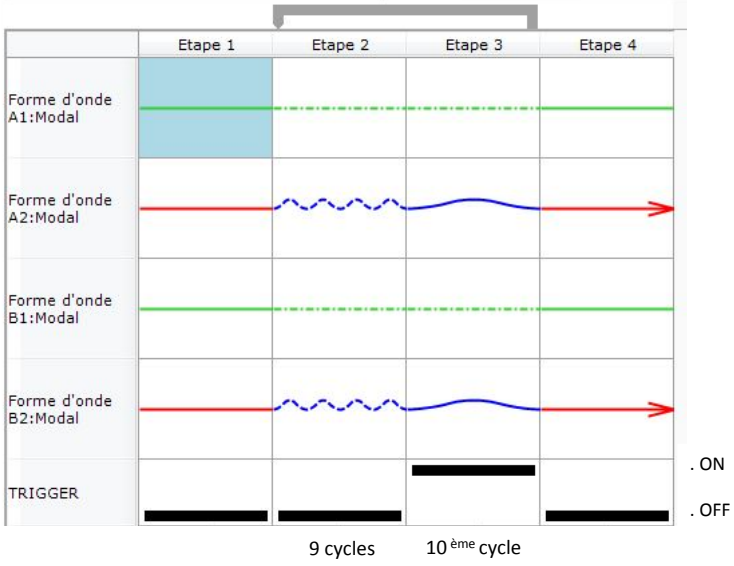


Figure 3.5 – *Programmation du trigger pour la prise d'images*

Ces observations permettent de mesurer la longueur de fissure, de définir l'orientation du

chemin de fissures et de déterminer la vitesse de fissuration. Des vidéos sont aussi enregistrées pendant l'essai en utilisant le système d'acquisition du microscope optique numérique. Les images et vidéos permettent également l'estimation du niveau du déplacement en post-traitement. Ces méthodes optiques seront détaillées ultérieurement.

3.3 Conception d'un système de chauffage

Les essais biaxiaux sont réalisés à haute température sur des éprouvettes cruciformes (Figure 3.1). La température retenue pour les campagnes expérimentales est de 900 °C. C'est une température cible qui correspond à la température de maintien au cours d'un cycle de fonctionnement typique de la chambre de combustion.

Nous proposons une schématisation des trois zones où on s'intéresse à évaluer le chauffage de l'éprouvette : la zone d'intérêt centrale, la zone de fissuration et la zone des bras de l'éprouvette (Figure 3.6).
Les objectifs sont :

- chauffer uniformément la surface d'intérêt centrale de l'éprouvette d'essai qui est la zone délimitée par un trait orange sur la figure 3.6,
- minimiser le gradient dans la zone de fissuration : zone délimitée par un trait bleu sur la figure 3.6,
- limiter la température des bras de l'éprouvette. En effet, les mors sont refroidis mais le montage et les bras de l'éprouvette doivent rester à une température limitée car il convient d'éviter tout risque de rupture dans le bras qui sont des zones à K_t et à faible section. Le chauffage concentré au centre de l'éprouvette évite alors l'amorçage d'une fissure dans les congés entre les bras de l'éprouvette.

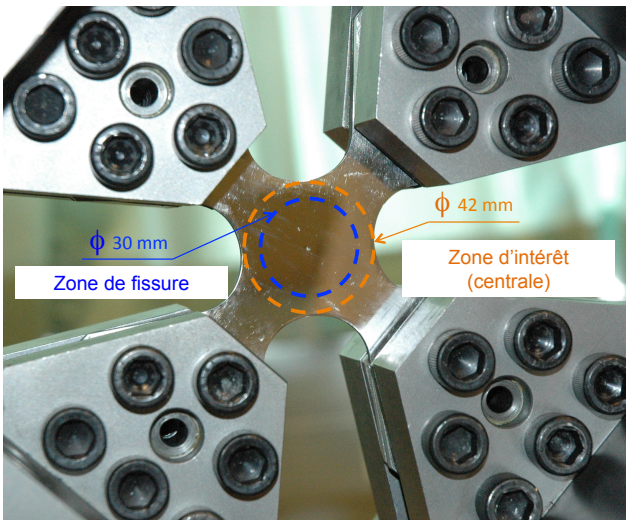


Figure 3.6 – *Zones d'intérêt pour le chauffage de l'éprouvette*

106

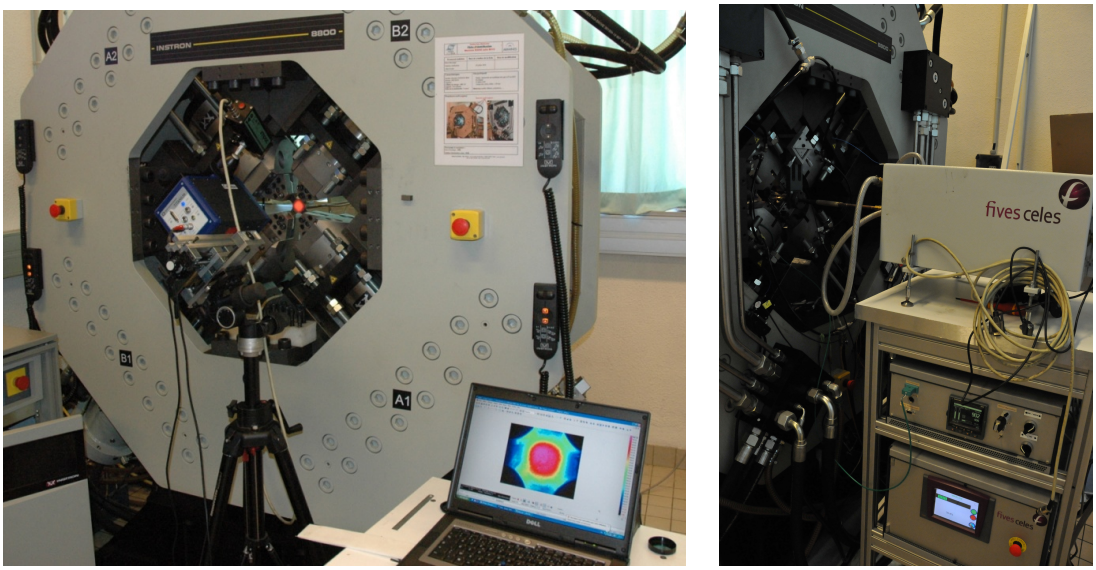
Le premier enjeu de notre étude fut d'optimiser le système de chauffage et de l'adapter à l'application envisagée.

3.3.1 Système de chauffage existant

Compte tenu de l'encombrement sur la machine biaxiale coplanaire, et aussi de la géométrie de l'éprouvette, il a été impossible d'utiliser un four à lampes pour englober la pièce et la chauffer comme dans le cas des éprouvettes SENT (Chapitre 2). De plus, le chauffage doit être concentré uniquement sur la zone utile de l'éprouvette (où l'entaille est située) afin d'éviter des amorçages de fissure et la ruine de l'éprouvette dans d'autres zones que celle d'entaille.

Par conséquent, le chauffage par induction a été la meilleure technique en termes de gestion de l'espace et efficacité du chauffage. En face avant de l'éprouvette, une mesure par thermographie infrarouge a été effectuée pour caractériser et contrôler le champ thermique (Figure 3.7.a). Un système de chauffage par induction a été utilisé sur la face arrière de l'éprouvette et permet de chauffer cette dernière à l'aide du générateur d'induction (Figure 3.7.b). L'inducteur est positionné sur la zone centrale de l'éprouvette qui est la zone de concentration de contraintes où la fissure s'amorce et se propage. La température de consigne est imposée via un thermocouple de type K. Ce dernier est préalablement soudé prés du centre de la face avant de l'éprouvette.

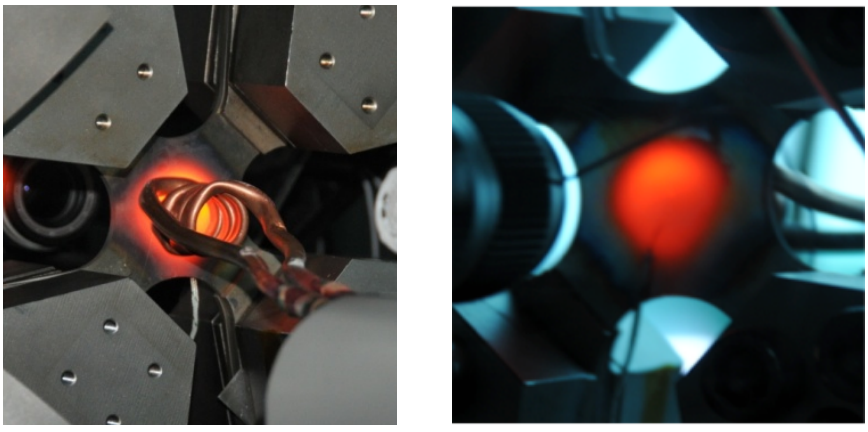
A cet effet, une première solution a été proposée [Wang, 2013] : il s'agissait d'un inducteur cylindrique réalisé à partir de tube en cuivre cintré (Figure 3.8). Cependant, il a été montré [Rudnev *et al.*, 2002] que ce type d'inducteur est plus adapté au chauffage externe de pièces cylindriques (éprouvettes tubulaires, éprouvettes cylindriques pleines) que pour des surfaces planes. Ceci peut donc expliquer les caractéristiques observées par la thermographie infrarouge de ce système de chauffage. En effet, un premier aperçu de l'éprouvette chauffée montre une concentration du chauffage au niveau du centre de la zone utile avec un gradient thermique observé à l'œil nu. La zone d'intérêt mesurant 42 mm de diamètre, le champ thermique relevé par thermographie infrarouge présente un diamètre moyen de 22 mm où la température est quasi homogène (Figure 3.9). La forme de la zone chauffée homogène est circulaire (Figure 3.9.a). Les profils extraits selon les deux direction (1) et (2) présentent un gradient de température allant de zéro jusqu'à 50 °C sur la zone à température maximale. [Wang, 2013] montre que plus le nombre de spires est grand, plus la zone chauffée est grande et homogène. Ce principe a d'ailleurs été mis à profit par [Kulawinski *et al.*, 2014] en utilisant un inducteur cylindrique à dix spires conduisant à un encombrement important du système de chauffage.



(a) (b)

Figure 3.7 – *(a) Face avant : enregistrement du champ thermique par thermographie infrarouge et (b) Face arrière : système de chauffage par induction*

Cependant, cet inducteur a été obtenu par bobinage de spires en cuivre (Figure 3.8.a), et ce bobinage fait que la dernière spire de l'inducteur correspondant au retour du tube de cuivre. De ce fait, le système du chauffage est plus proche de la surface de l'éprouvette d'un côté que de l'autre. Par conséquent, la distance entre l'inducteur et la pièce n'est pas constante. Cela introduit une non homogénéité du chauffage entre la zone haute et celle basse de l'éprouvette. Un tel résultat contredit l'exigence de faire propager la fissure dans une zone à température uniforme. Pour y remédier, nous avons décidé de concevoir et de fabriquer un inducteur spécifique aux objectifs de l'expérimentation.



(a) (b)

Figure 3.8 – *Système de chauffage par induction existant (a) inducteur en cuivre cintré et (b) champ thermique associé*

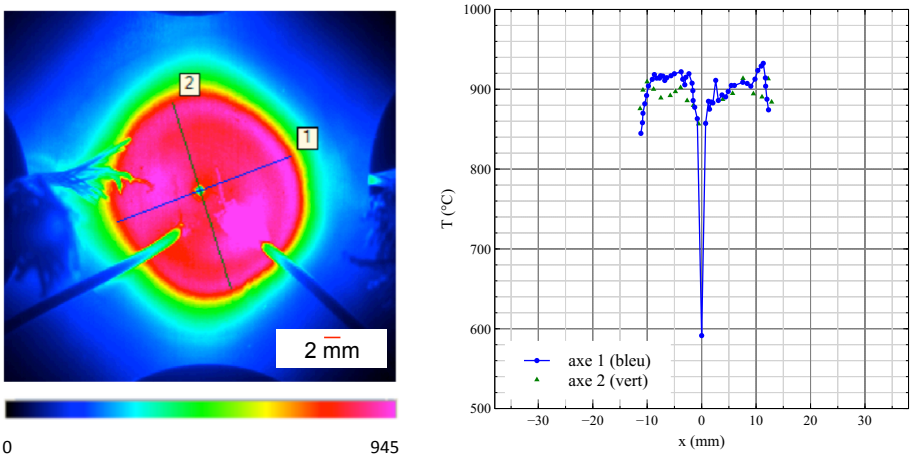


Figure 3.9 – *(a) Champ thermique enregistré par thermographie infrarouge, (b) profils extraits selon deux directions*

3.3.2 Système de chauffage proposé : conception et réalisation d'un inducteur de type *pancake* à 3 spires

Rappelons que nos critères de conception sont les suivants :

- chauffage localisé dans la zone centrale de l'éprouvette : pour éviter un amorçage dans les bras ou dans la zone de raccordement des bras ;
- mors froids ou presque ;
- chauffage homogène dans une zone aussi grande que possible, tenant compte des contraintes précédentes.

À partir de l'analyse du chauffage existant obtenu à l'aide d'un inducteur en cuivre cintré, nous constatons que :

- il faut augmenter la taille de la zone chauffée ;
- il faut gagner en homogénéité de température en limitant les défauts de parallélisme et l'influence de la dernière spire.

3.3.2.A Géométrie proposée de l'inducteur

En se basant sur la littérature [Rudnev *et al.*, 2002, Samir *et al.*, 2006, Cui *et al.*, 2013], nous avons choisi d'utiliser un inducteur de type *pancake*. Le terme "*pancake*" donne une indication sur la planéité de sa surface. Ce dernier se présente sous forme de spires concentriques et dispose d'une surface plane à son extrémité. Il est utilisé pour chauffer des surfaces planes [Rudnev *et al.*, 2002]. On peut donc contrôler finement la distance entre

l'inducteur et l'éprouvette. Le parallélisme et l'écart entre les deux surfaces (éprouvette, inducteur) permettent un chauffage plus homogène et plus efficace.

Considérant la difficulté d'obtenir une surface plane par cintrage, une première idée était d'usiner cet inducteur par tournage en partant d'un cylindre plein en Laiton. Cet inducteur est composé de trois spires concentriques, chacune en deux parties brasées, deux pontets relient la spire extérieure avec la spire centrale, et cette dernière avec la spire intérieure. Un prototype a été fabriqué et assemblé par soudage. Au cours d'une vérification préliminaire de ce système de chauffage a révélé des problèmes de fuite d'eau circulant dans les spires pour en assurer le refroidissement. Enfin, un gradient non contrôlé de la température en raison de la déformation de l'inducteur lors de son brasage a été remarqué.

Pour remédier aux fuites dues à l'assemblage des spires et à sa déformabilité lors de sa fabrication, nous proposons dans cette étude une nouvelle méthode. Pour ce faire, nous avons conçu un inducteur sous forme de trois spires concentriques et continues sans faire appel à l'assemblage de spires par soudage (Figure 3.10).

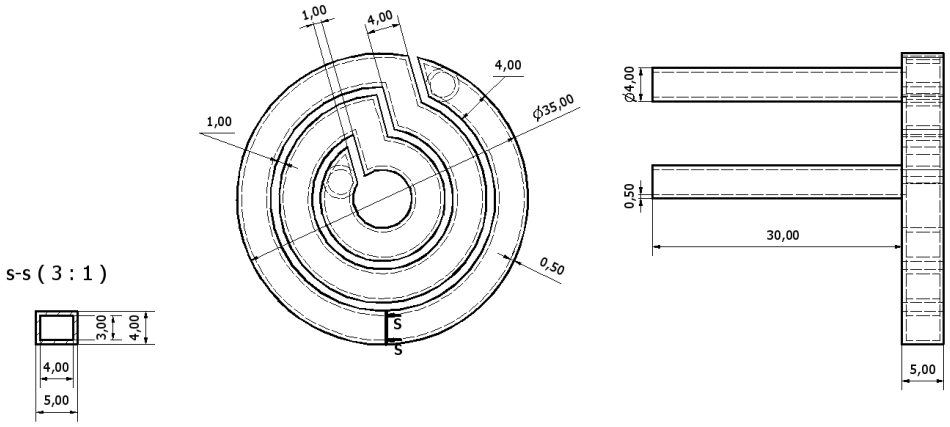


Figure 3.10 – *Plan de conception de l'inducteur pancake à 3 spires*

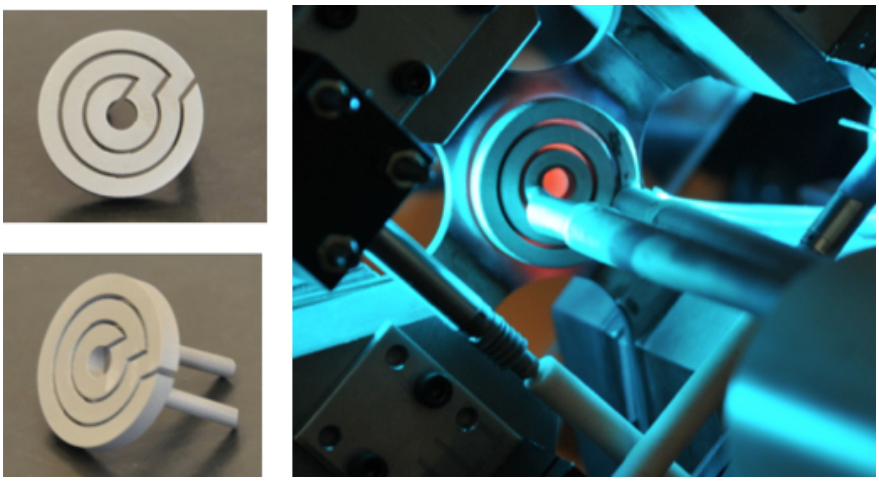


Figure 3.11 – *Inducteur pancake à 3 spires obtenu par fabrication additive (LBM) à partir de la poudre 316L et monté face à la face arrière de l'éprouvette pour la chauffer*

La géométrie complexe et la surface plane présentée dans cet inducteur spécifique nous ont conduit à utiliser la fabrication additive par le procédé de fabrication sélective par fusion laser d'un lit de poudre métallique utilisé au laboratoire (Selective Laser Bed Melting LBM).

L'application du dispositif pour le chauffage par induction et son obtention à partir d'une poudre pour appliquer la fabrication additive ont limité le choix du matériau de production. Deux critères de sélection ont été définis pour le choix du matériau de fabrication : il doit être inoxydable et un bon conducteur électrique.
Une poudre d'acier inoxydable 316L a donc été choisie pour obtenir l'inducteur spécifique par LBM. L'originalité de ce dispositif réside dans son obtention par LBM et dans le fait d'utiliser l'acier inoxydable pour le chauffage par induction (Figure 3.11).

3.3.2.B Résultats : Champ thermique issu de l'inducteur *pancake* à 3 spires

Le champ thermique associé à la conception proposée a été mesuré par thermographie infrarouge. Compte tenu de l'encombrement du montage et des exigences de chaque matériel utilisé, il a été impossible d'enregistrer le champ thermique durant la propagation de fissure, ce qui empêche de vérifier l'homogénéité du champ de température pendant une séquence de chargement. Par conséquent, nous avons mesuré le champ thermique uniquement en début et/ou à la fin de chaque séquence d'essai.

Le chauffage de l'éprouvette cruciforme a été programmé en imposant une rampe de 1 °C/seconde. Un thermocouple de type K a été préalablement soudé sur la face avant de l'éprouvette à une distance de 6 mm de l'entaille. Il sert à imposer la température de consigne du chauffage à la pointe centrale de l'éprouvette. Nous nous servons aussi d'un pyromètre Laser pour vérifier les températures locales sur différentes zones de la surface d'intérêt.

Une procédure d'étalonnage est faite à partir du moment où le système du chauffage indique que la température de consigne est atteinte. À cet instant, on définit l'émissivité globale comme la valeur qu'on fixe pendant le réglage du chauffage avant de lancer l'essai. Le choix de cette valeur est fait en se basant sur la mesure locale du thermocouple de consigne jusqu'à ce que la température mesurée par la thermographie soit égale à celle de

la consigne. Un deuxième type de réglage peut être effectué a posteriori dans le cas où on a enregistré les températures locales par d'autres thermocouples. Il est à noter que l'oxydation peut également modifier l'émissivité de l'éprouvette. Donc, avant de réaliser une mesure du champ thermique, il faut toujours refaire le calibrage des paramètres radiométriques. Nous avons constaté que la valeur de l'émissivité globale augmente pendant le suivi thermique effectué sur l'éprouvette SB08.

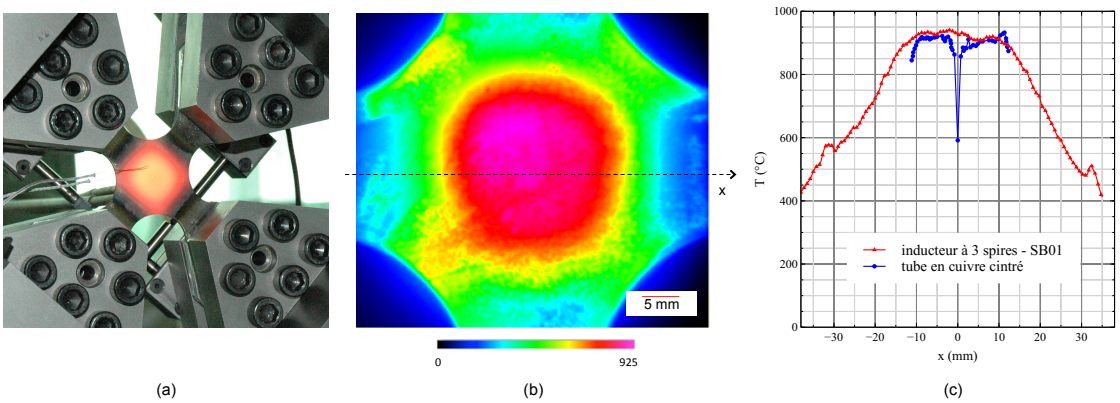


Figure 3.12 – *(a) Champ thermique obtenu à l'aide de l'inducteur pancake à 3 spires, (b) mesuré par Thermographie Infrarouge et (b) profils des champs thermiques associé au tube cintré en cuivre (en bleu) et à l'inducteur pancake à 3 spires (en rouge)*

La figure 3.12.a montre que la zone d'intérêt est chauffée avec un champ thermique bien centré et quasiment homogène. Le chauffage est nettement amélioré par rapport à l'inducteur à spires cintrées (Figure 3.9).

La figure 3.12.b présente le champ thermique associé au *pancake* 316L. Il est caractérisé par une forme pseudo-circulaire dans la zone centrale qui prend une forme de plus en plus "carrée" (isothermes perpendiculaires à la direction des bras) lorsqu'on se rapproche des bras de l'éprouvette. La figure 3.12.c représente l'évolution de la température en fonction de l'axe x pour les deux champs thermiques mesurés par thermographie. La zone isotherme est plus large dans le cas du chauffage assuré par l'inducteur *pancake* que dans le cas du chauffage par le tube en cuivre cintré. A des fins de comparaison, on peut par exemple estimer la taille de la zone à T = 900 ± 20 °, c'est-à-dire la zone où T≥880 °C, le diamètre de cette zone dépasse 33 mm pour le profil extrait du champ thermique associé à l'inducteur *pancake* à 3 spires (profil rouge sur la figure 3.12.c) tandis qu'il est égal à 22 mm pour le profil associé au tube cintré en cuivre (profil bleu sur la figure 3.12.c).

D'autre part, le gradient thermique observé sur la zone de fissuration est plus faible en utilisant la géométrie proposée d'inducteur. Si on définit ΔT comme étant la différence de la température maximale de part et d'autre du trou central de l'éprouvette en suivant pour chaque champ la ligne de comparaison tracée sur les champs mesurés (Figure 3.12.c), pour une zone centrale de 5 mm de diamètre, ΔT a été réduit de 35 °C pour le champ associé au tube cintré en cuivre, à 10 °C pour le champ associé à l'inducteur *pancake* à 3 spires. Pour un diamètre de 10 mm, ΔT = 25 °C. En revanche, on constate l'existence d'une hétérogénéité

de température dans la zone centrale selon la perpendiculaire à l'axe x (Figure 3.12.b). Cette zone est décalée par rapport au centre de l'éprouvette.

3.3.3 Inducteur *pancake* à 3 spires modifié

3.3.3.A Géométrie modifiée de l'inducteur *pancake* à 3 spires

Une modification de la géométrie de l'inducteur *pancake* a été faite au niveau des dimensions des tiges de refroidissement afin de faciliter la circulation de l'eau et d'augmenter son débit. Seul le diamètre des tubes a été modifié sur la géométrie précédente. Le diamètre intérieur des tubes a été choisi égal au diamètre des tubes de refroidissement afin d'avoir une réponse thermique plus stable et un flux d'eau plus régulier en allant des tiges à l'inducteur. Nous proposons la nouvelle géométrie dans la figure 3.13 qu'on appelle inducteur *pancake* à 3 spires modifié.

Après son fabrication par fabrication additive (LBM), cet inducteur a été testé en imposant une température de 900 °C au centre de l'éprouvette. Nous constatons qu'il permet d'atteindre la température de consigne en consommant moins de puissance du système de chauffage par rapport à l'inducteur *pancake* à 3 spires.

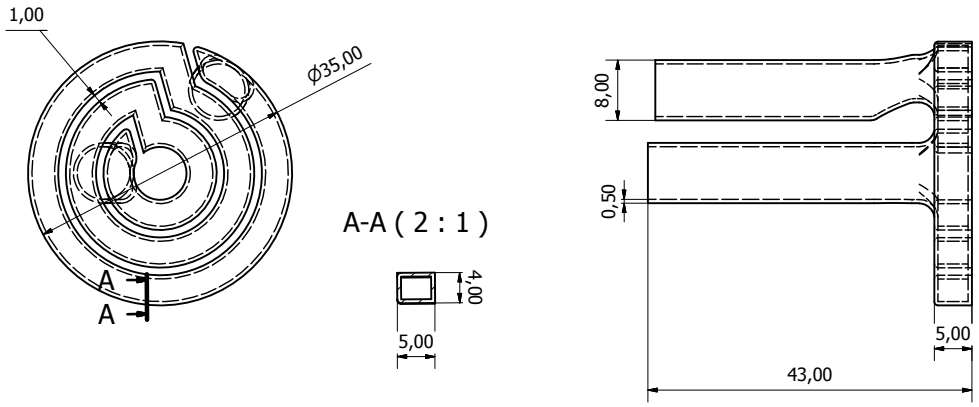


Figure 3.13 – *Plan de conception de l'inducteur pancake à 3 spires modifié*

3.3.3.B Résultats : champ thermique associé

Le champ de température issu de l'inducteur *pancake* à 3 spires modifié (Figure 3.14) est plus étendu que celui issu de l'inducteur *pancake* à 3 spires (Figure 3.12.a). Ce champ est caractérisé par un chauffage centré qui s'étend sur toute la zone utile de l'éprouvette (Figure 3.14). L'enregistrement du champ de température par thermographie infrarouge (Figure 3.15.a) montre une modification de la forme des iso-températures : on observe des formes assimilées à des carrés isothermes à la place des cercles concentriques observés sur le champ issu de l'inducteur *pancake* à 3 spires (Figure 3.12.b). En revanche, cette modification de forme du champ n'a pas d'effet remarquable sur le profil extrait selon l'axe x (situé au centre de l'image capturée par la caméra thermique, Figure 3.15.a).

113

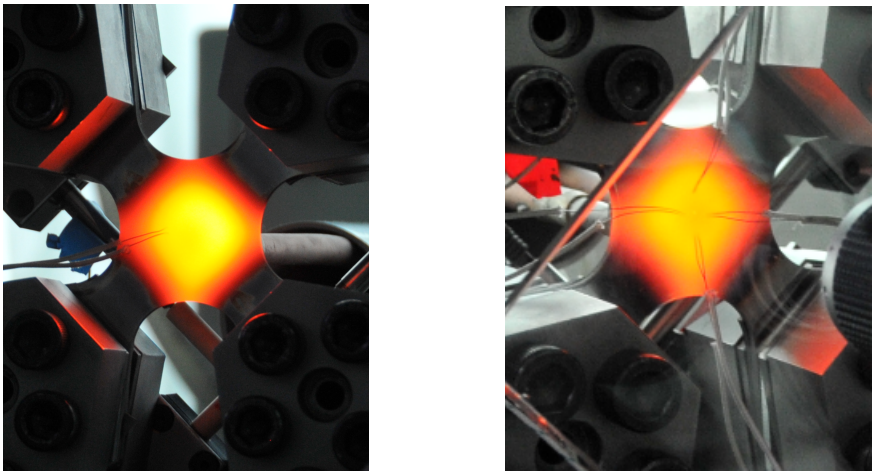


Figure 3.14 – *Chauffage à l'aide de l'inducteur pancake à 3 spires modifié (a) de l'éprouvette SB03 et (b) de l'éprouvette SB06*

La figure 3.15.b montre que la courbe d'évolution de la température sur l'axe x correspondant au nouvel inducteur (profil vert) est presque superposée avec le profil tracé à l'aide de l'inducteur *pancake* à 3 spires (profil rouge). De plus, le diamètre de la zone la plus chaude est le même et égal à 33 mm. Nous constatons cependant, une amélioration du gradient de la température dans la zone de fissuration (de diamètre Φ=30 mm). En effet, pour une distance centrale de 5 mm, on trouve $\Delta T = 4$ °C. Pour une distance centrale plus large, de 10 mm, on a $\Delta T = 19$ °C. Cet inducteur a donc permis de réduire le gradient de 6 °C pour les deux domaines vérifiés.

Il reste à noter que cette géométrie modifiée a permis une diminution de la température dans les zones en dehors de la zone de fissuration (Figure 3.15.b). La modification de la forme du champ et du gradient dans les bras sont sans doute liés à un effet de "pompage" thermique vers les bras plus important dans cette configuration que dans la précédente.

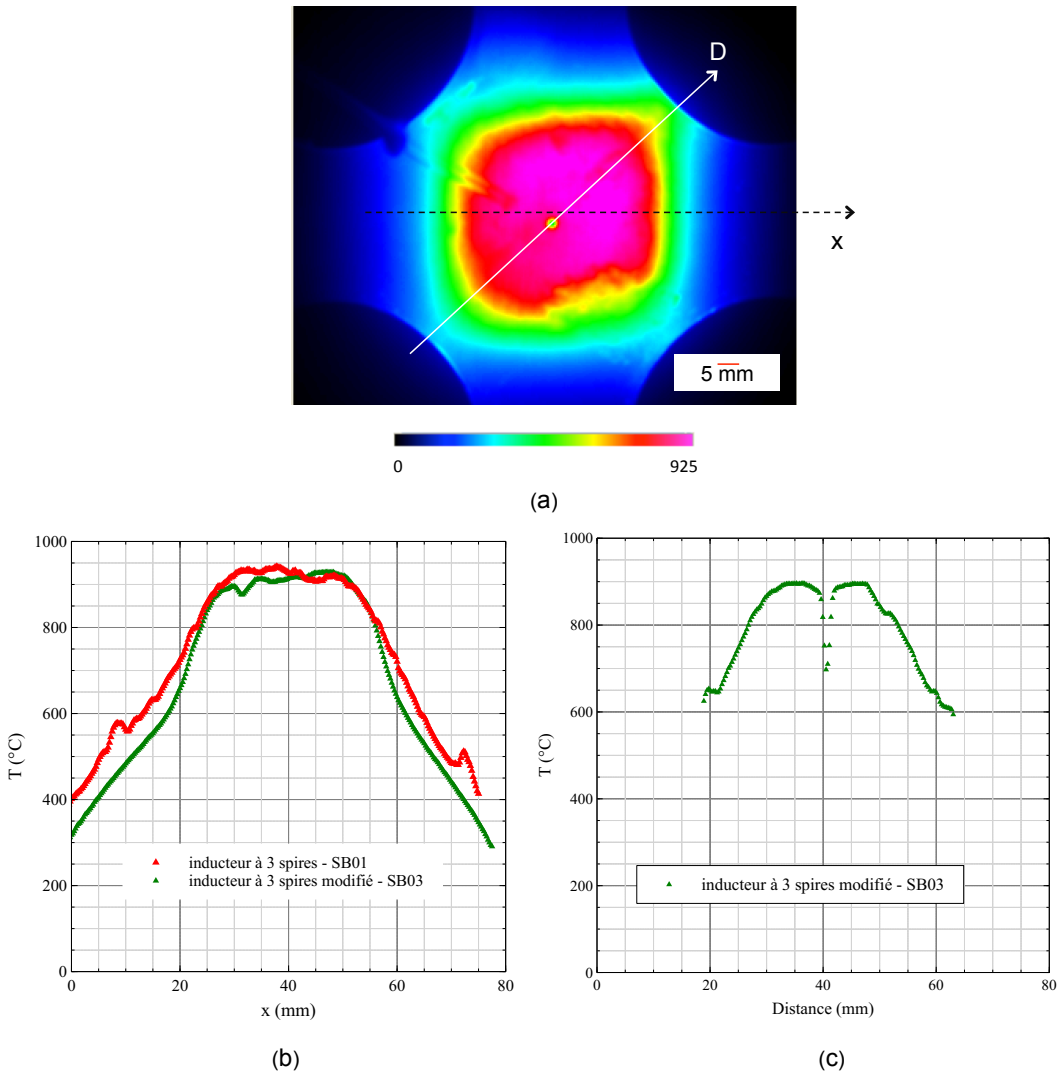


Figure 3.15 – *(a) Champ thermique issu de l'inducteur pancake à 3 spires modifié de SB03 enregistré par thermographie infrarouge, (b) comparaison des profils extraits selon l'axe x des deux inducteurs pancake et (c) profil de température extrait selon la direction de propagation de la fissure à partir du champ thermique obtenu par l'inducteur pancake à 3 spires modifié de SB03*

Le profil extrait dans la direction de propagation de la fissure SB03 (droite D passant par le trou central de l'éprouvette et tracée sur la Figure 3.15.a) est présenté sur la figure 3.15.c. On constate une symétrie du champ de température de part et d'autre du trou central. L'écart de température ΔT défini précédemment est quasiment nul sur une distance de 15 mm de diamètre.

115

3.3.3.C Suivi de la température au cours du chargement par des thermocouples et à l'aide de l'inducteur à 3 spires modifié

Pour affiner la connaissance ponctuelle des températures, valider les mesures par thermographie infrarouge et estimer les températures sur les deux faces de l'éprouvette, nous avons utilisé une série de huit thermocouples de type K. Ces mesures ont été réalisées avec l'inducteur dit "3 spires modifié" sur l'éprouvette SB06. L'enregistrement a été fait avec un enregistreur numérique *Hioki* HiLogger LR8431.

Le premier objectif est de mesurer la température dans la zone à température maximale afin de vérifier l'homogénéité du chauffage sur la face avant pendant l'essai. Pour ce faire, quatre thermocouples de type K ont été soudés sur la face avant de l'éprouvette SB06 (Figure 3.16.a). Le thermocouple Th3 est connecté aussi au système de régulation en tant que le thermocouple de régulation. Th3 et Th1 sont soudés à 4 mm du centre le l'éprouvette respectivement des côtés des vérins [A2 - B2] et [A1 - B1] (Figure 3.16.a). Les thermocouples Th2 et Th4 sont soudés à 3 mm du centre le l'éprouvette respectivement à proximité des vérins [A1 - B2] et [A2 - B1] (Figure 3.16.a).

Le deuxième objectif est de vérifier l'effet de l'épaisseur de l'éprouvette sur la valeur de la température d'une face à l'autre. Sur la face arrière de l'éprouvette, et compte tenu du diamètre de l'inducteur, les thermocouples Th5, Th6, Th7 et Th8 sont soudés sur les bras à 21 mm du centre de l'éprouvette (Figure 3.16.b). Les mesures de la face arrières par ces thermocouples sont comparées aux valeurs mesurées par thermographie infrarouge sur la face avant.

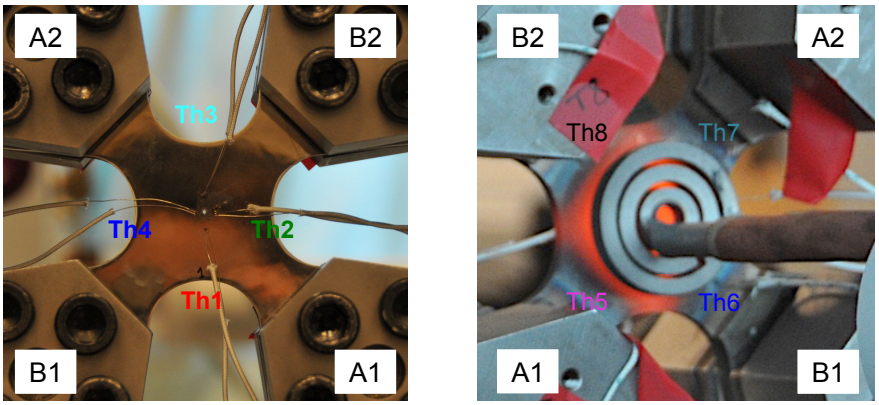


Figure 3.16 – *Positions des thermocouples sur (a) la face avant et (b) la face arrière de l'éprouvette SB06*

Les relevés de températures enregistrées pendant l'essai sont donnés dans la figure 3.17. On constate que la température enregistrée par chaque thermocouple est bien constante pendant l'essai. En revanche, des variations importantes de température sont observées pour le thermocouple Th7, dues à un mauvais contact. Les figures 3.18.a et 3.19.a représentent

le champ thermique mesuré par thermographie infrarouge respectivement au début et à la fin de l'essai SB06. En se basant sur ces profils de températures enregistrés par les huit thermocouples et sur les enregistrements des champs de température par thermographie infrarouge, nous présentons la superpositions des mesures sur les figures 3.18 et 3.19. En suivant les directions définies par les thermocouples deux à deux, nous définissons quatre axes : x, y, D et D' selon lesquelles des profils de températures sont extraits de chaque mesure par thermographie infrarouge (Figures 3.18.a et 3.19.a). Nous constatons sur les figures 3.18.b, 3.18.c, 3.19.b et 3.19.c que les valeurs mesurées par les thermocouples soudés sur la face avant confirment les mesures par thermographie infrarouge selon les directions D et D' associées respectivement aux (Th1 - Th3) et (Th2 - Th4). Ce résultat confirme le bon étalonnage effectué sur cette face pour les deux champs enregistrés.

La comparaison entre les mesures issues des thermocouples soudés sur la face arrière de l'éprouvette aux mesures par thermographie infrarouge sur la face avant conduit à deux constatations différentes. Tout d'abord, la température est indépendante de l'épaisseur de l'éprouvette si on se fie aux thermocouples Th5 et Th6. Ce résultat est confirmé pour les deux champs de température enregistrés (Figures 3.18.d, 3.18.e, 3.19.d et 3.19.e). En revanche, les mesures des thermocouples Th7 et Th8 montrent que d'une face à l'autre, la température est différente (Figures 3.18.d, 3.18.e). Différentes hypothèses peuvent expliquer cet écart : soit nous avons une mesure maximale de l'écart de température d'une face à l'autre, soit le positionnement dans le plan d'une face à l'autre est trop imprécis pour conclure pour ces thermocouples éloignés du centre de l'éprouvette. Enfin, la valeur de l'émissivité locale ici pour une zone froide et donc peu oxydée est peut être trop différente de celle utilisée pour l'étalonnage de la zone centrale et conduit à ce décalage. Cette dernière hypothèse est cohérente avec la diminution de l'écart de température mesurée à la fin de l'essai (Figures 3.19.d et 3.19.e).

On note que le champ de température issu du chauffage SB06 évolue au cours de l'essai. En effet, les profils extraits de la mesure par thermographie infrarouge du début de l'essai montrent une hétérogénéité du champ thermique dans toutes les directions (Figure 3.18). L'écart de température est plus faible selon l'axe D : $\Delta T = 15$ °C pour 10 mm de distance par rapport au centre. En revanche, le champ enregistré à la fin du même essai présente des profils symétriques de part et d'autre de la fissure avec une stabilisation de la température maximale sur une zone plus étendue ($\Phi = 30$ mm) et plus homogène avec un écart de température plus faible (Figure 3.19). La mesure à proximité de la pointe de fissure tend à montrer une évolution faible dans cette zone : 904 et 895 °C.

117

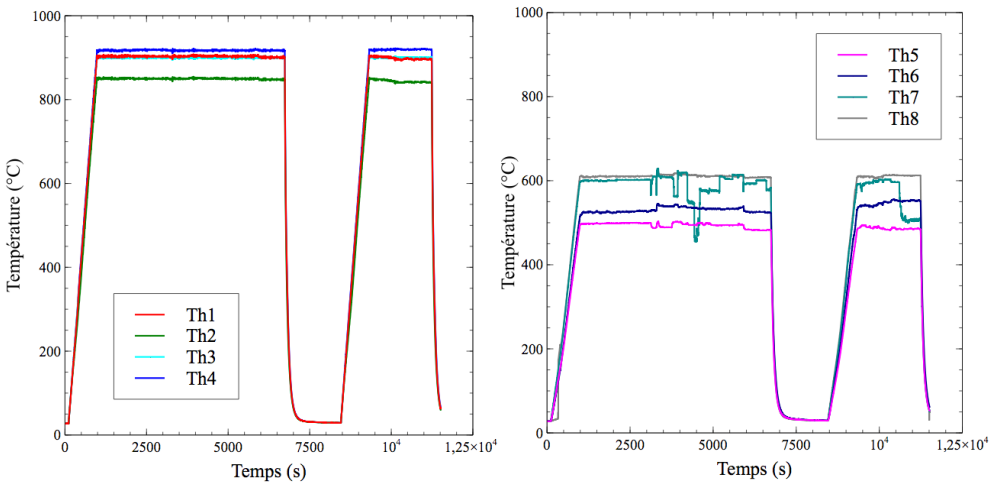


Figure 3.17 – *Profils de température enregistrée par les thermocouples sur les faces (a) avant et (b) arrière de l'éprouvette pendant l'essai SB06*

118

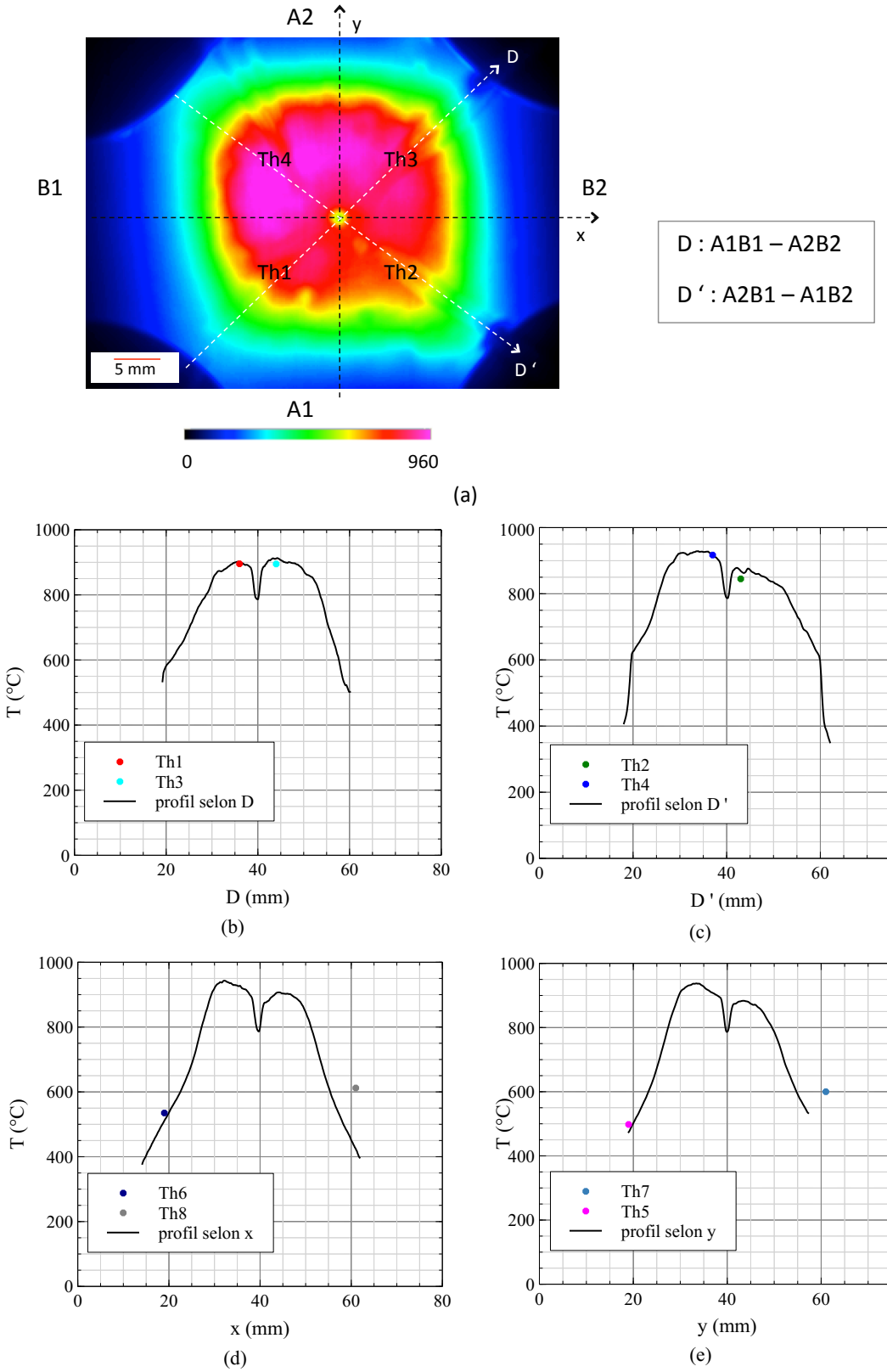


Figure 3.18 – *(a) champ thermique enregistré par caméra infrarouge avant l'essai SB06 et profils extraits (b) selon D, (c) selon D', (d) selon x et (e) selon y*

119

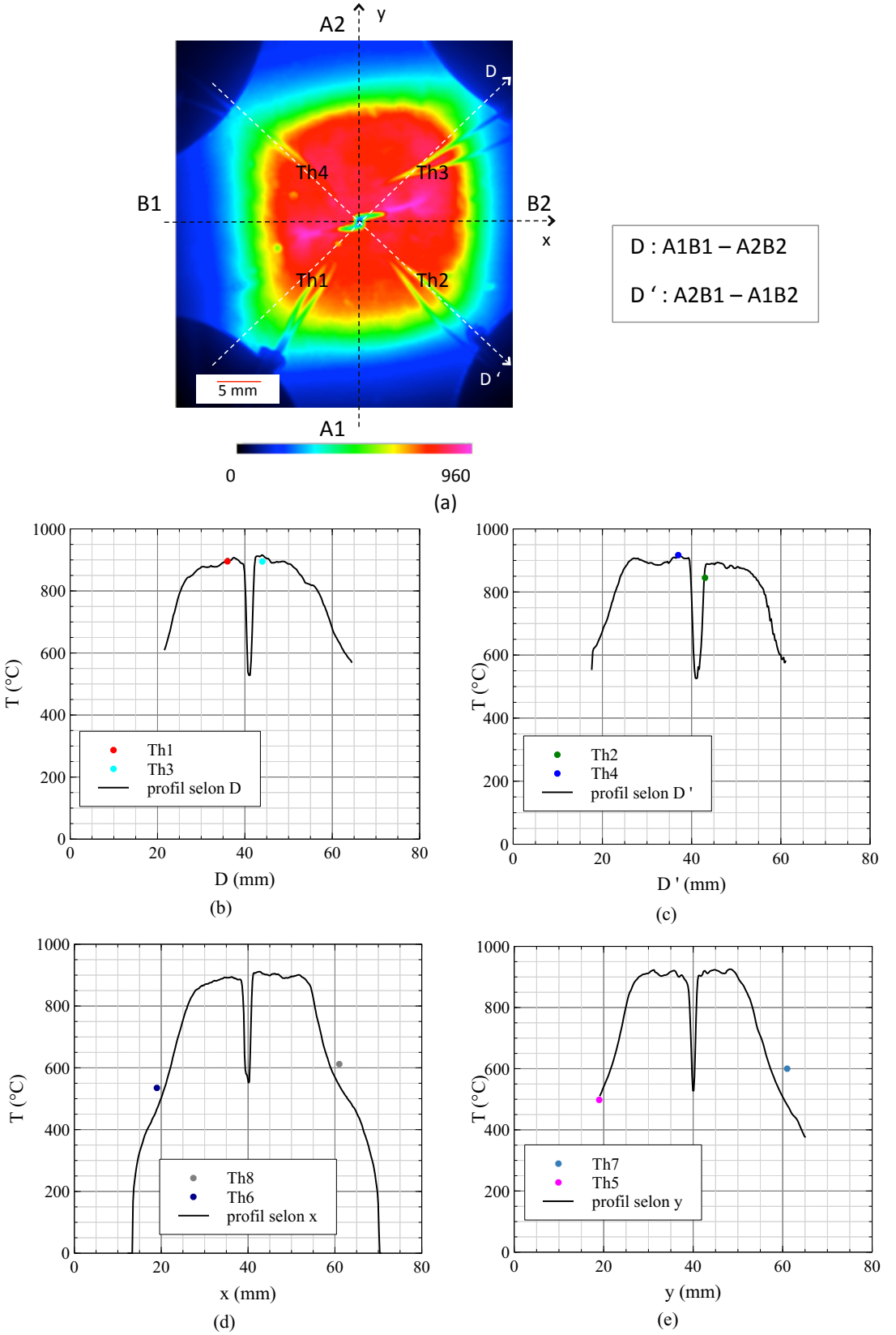


Figure 3.19 – *(a) champ thermique enregistré par caméra infrarouge en fin d'essai SB06 et profils extraits (b) selon D, (c) selon D', (d) selon x et (e) selon y*

3.3.4 Inducteur *pancake* à 4 spires

3.3.4.A Géométrie de l'inducteur *pancake* à 4 spires

Nous proposons dans cette partie une nouvelle géométrie de l'inducteur de type *pancake* qu'on appelle inducteur *pancake* à 4 spires. Comme son nom l'indique, cet inducteur est constitué de quatre spires concentriques de diamètre extérieur égal à 45 mm (Figure 3.20). L'objectif derrière l'augmentation du diamètre est de tester l'effet de cette modification sur la forme du champ de température et sur l'efficacité du chauffage de l'éprouvette cruciforme testée.

De plus, nous avons augmenté la section de passage de l'eau dans les spires afin d'augmenter le refroidissement de l'inducteur et garantir un fonctionnement optimum.

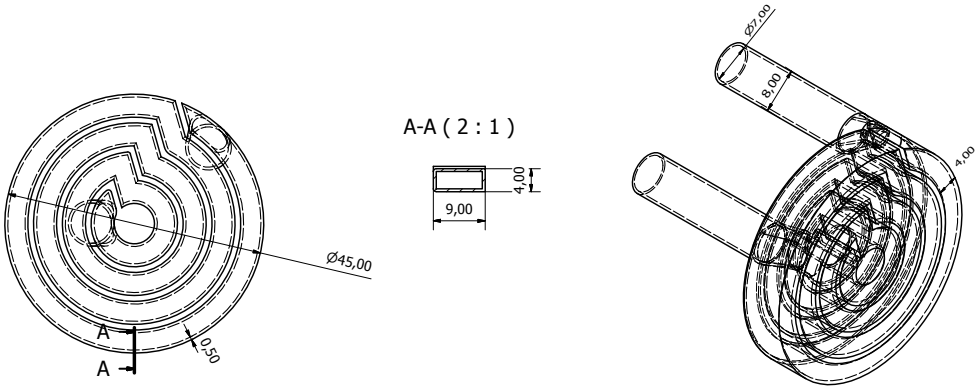


Figure 3.20 – *Plan de conception de l'inducteur pancake à 4 spires*

Nous avons également amélioré le montage de l'inducteur. En effet, nous avons remarqué une difficulté de mise en place de l'inducteur à cause de la grande distance entre l'éprouvette et le générateur qui est assurée par des tiges en cuivre : un petit déplacement lors du montage du système de chauffage peut engendrer un décalage très important au niveau de l'inducteur par rapport à sa position réglée préalablement. Par conséquent, afin de résoudre cette sensibilité nous avons conçu un système de mise en place (Figure 3.21). Pour introduire de la souplesse entre l'inducteur et le générateur, nous avons utilisé des soufflets de connexion en laiton. Ces soufflets permettent d'amortir les déplacements qui peuvent se produire pendant la mise en place d'un essai. Deux bagues de serrage ont été aussi conçues et fabriquées pour bien maintenir les tiges de refroidissement. Afin d'assurer un bon centrage de l'inducteur avec l'éprouvette à chauffer, ce système est muni d'une table de réglages (x,y) qui sert à positionner l'inducteur dans les deux directions. De plus, un réglage du parallélisme entre la surface de l'inducteur et celle de l'éprouvette est assuré par un accessoire qui contrôle l'inclinaison. Notons que tous ces accessoires ont été obtenus par fabrication additive (LBM) en utilisant une poudre en PP.

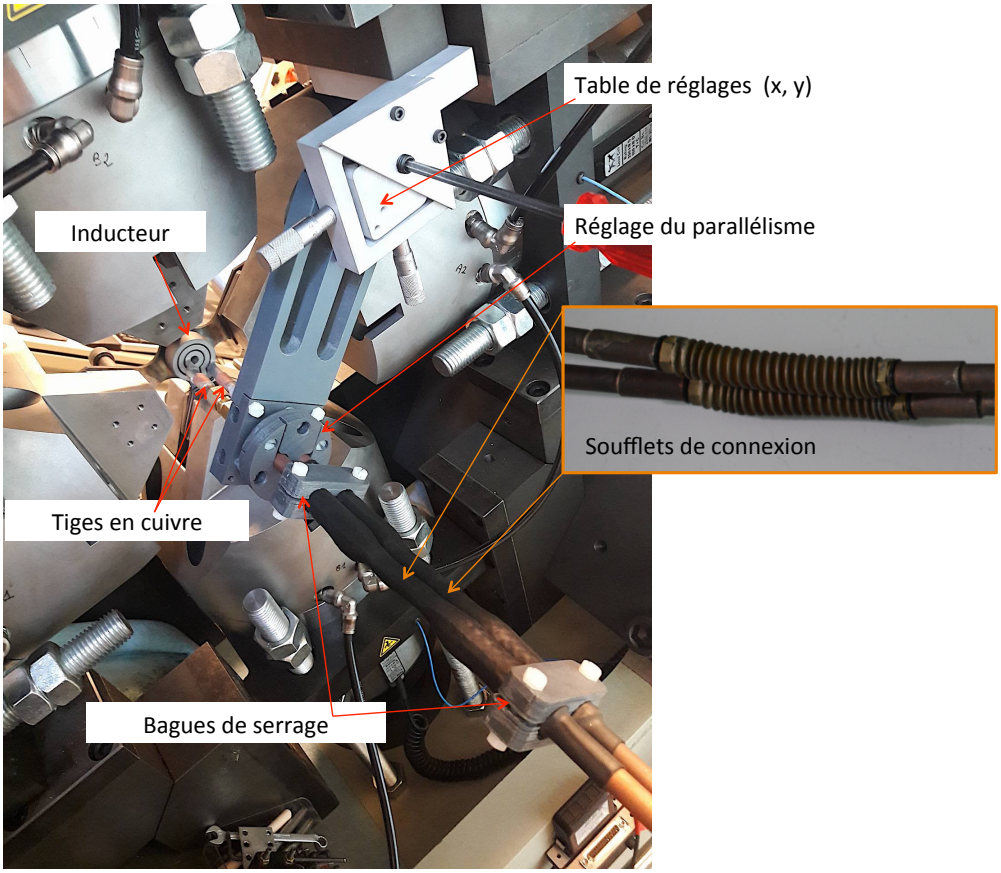


Figure 3.21 – *Montage conçu et fabriqué pour la mise en place de l'inducteur à 4 spires*

3.3.4.B Suivi de la température pendant le chargement à l'aide de l'inducteur à 4 spires

Cet inducteur a été utilisé pour le chauffage de l'éprouvette SB08. La température de consigne a été atteinte au point de mesure avec une assez faible puissance fournie par le système de chauffage, à peu près deux fois plus faible qu'avec le précédent inducteur. Ceci peut être justifié par l'augmentation du diamètre de l'inducteur et à l'optimisation du positionnement de l'inducteur par rapport à l'éprouvette.

Le résultat du chauffage est présenté dans la figure 3.22 dans le domaine du visible et est comparable à celui obtenu par l'inducteur à 3 spires modifié. Nous constatons que la zone la plus chaude est plus grande que celle obtenue par l'inducteur à 3 spires en raison de l'augmentation du diamètre de ce nouvel inducteur.

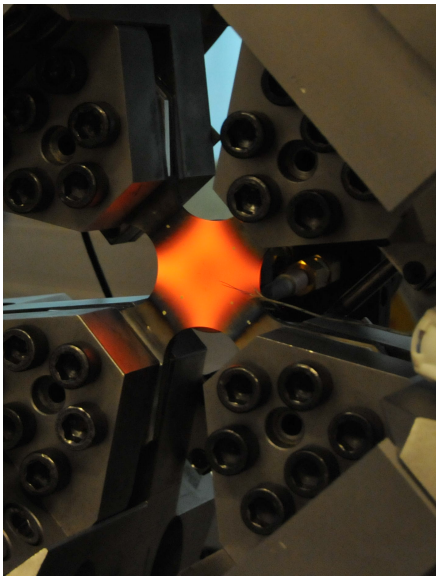


Figure 3.22 – *Chauffage de l'éprouvette SB08 à l'aide de l'inducteur à 4 spires*

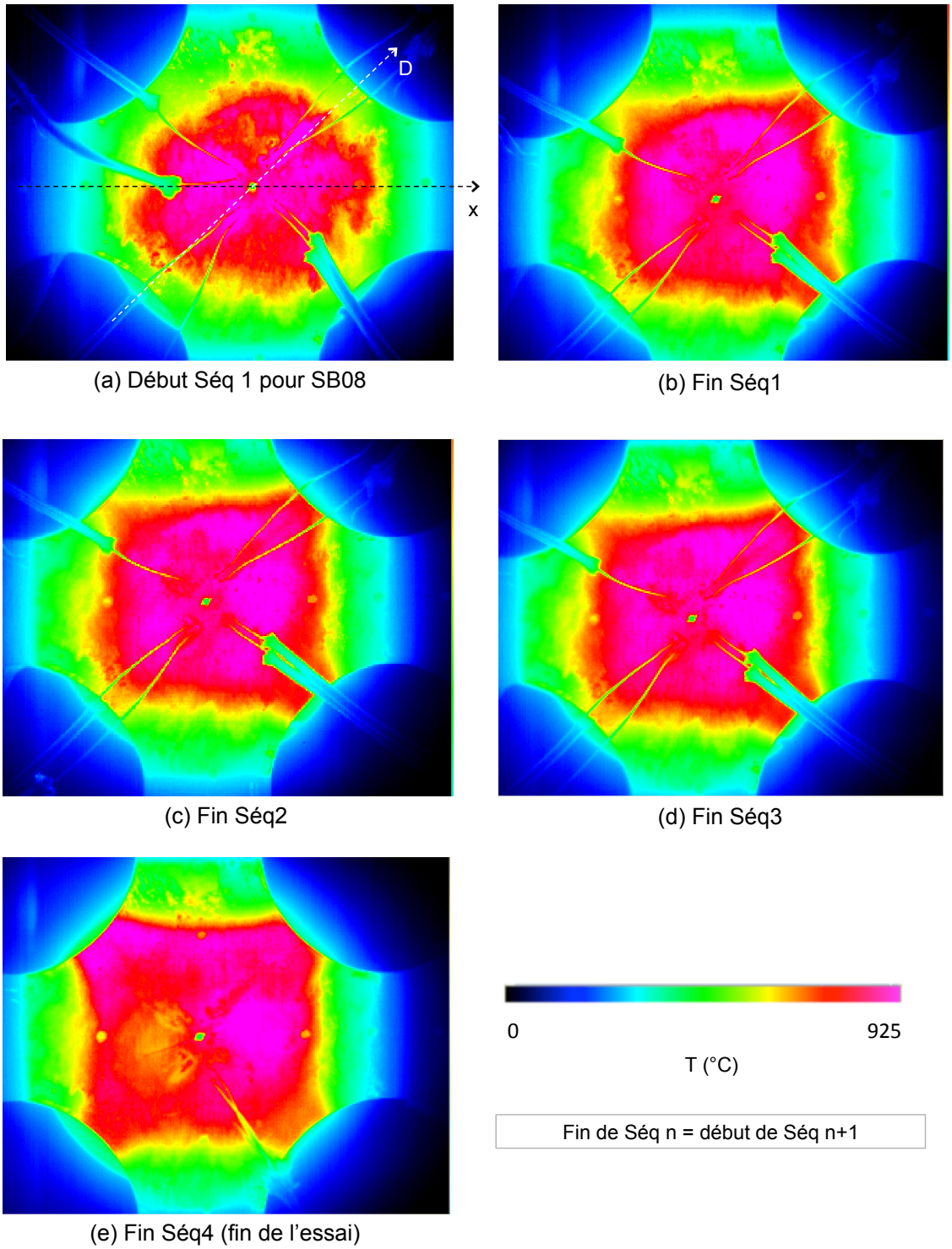
Pendant cet essai, le chauffage a été maintenu entre les séquences de chargement, et un enregistrement par thermographie infrarouge a été effectué avant le démarrage de l'essai et à la fin de chaque séquence de chargement. Les champs obtenus sont regroupés sur la figure 3.23.

Contrairement à la forme circulaire observée sur le champ issu de l'inducteur à 3 spires, la zone centrale du champ thermique est de forme carrée. Elle est similaire à celle obtenue par l'inducteur à 3 spires modifié. On note que toute la zone centrale est chauffée avec une température minimale de 500 °C mesurée à sa périphérie. Nous constatons moins de gradient thermique sur le champ de température obtenu sur la zone de fissuration. Les cartographies enregistrées montrent une évolution de la taille et de la forme de la zone la plus chaude pendant l'essai : de forme elliptique avec un grand diamètre égal à 40 mm au début de l'essai (Figure 3.23.a) à une forme carrée d'arrête égale à 45 mm à la fin de l'essai (Figure 3.23.e).

Les figures 3.23, 3.24 et 3.25 montrent que le champ thermique est symétrique selon les axes de sollicitations. L'amplitude ΔT est inférieure à 5 °C dans une zone centrale de ± 15 mm selon la direction de propagation de fissure pour chacune des séquences. Par conséquent cette géométrie permet de réduire l'écart de température mesuré sur la zone de fissuration. De plus, les profils de température extraits selon la direction de propagation sont quasi symétriques par rapport au trou central de l'éprouvette. Ceci prouve l'homogénéité de la température dans le voisinage proche de la fissure. A la fin de la séquence 3 de l'essai, l'écart de température entre les pointes de fissures gauche et droite est de 4 °C. Parfois, on observe des artefacts sur les champs thermiques (Figure 3.23.e) résultant d'un défaut de surface suite à une trace sur la surface de l'éprouvette. Ceci affecte la mesure par thermographie (zone circulaire en jaune sur la figure 3.23.e).

Compte tenu des résultats issus du montage et de l'inducteur *pancake* à 4 spires, nous considérons que cette géométrie est la mieux adaptée pour nos critères du chauffage. En revanche, il faut noter que pour cet inducteur, la température des congés de raccordement entre bras peut dépasser les 800 °C et la température de la zone de plus faible section des

bras dépasse les 500 °C.



(a) Début Séq 1 pour SB08

(b) Fin Séq1

(c) Fin Séq2

(d) Fin Séq3

(e) Fin Séq4 (fin de l'essai)

Figure 3.23 – *Champs de température enregistrés par thermographie infrarouge - SB08*

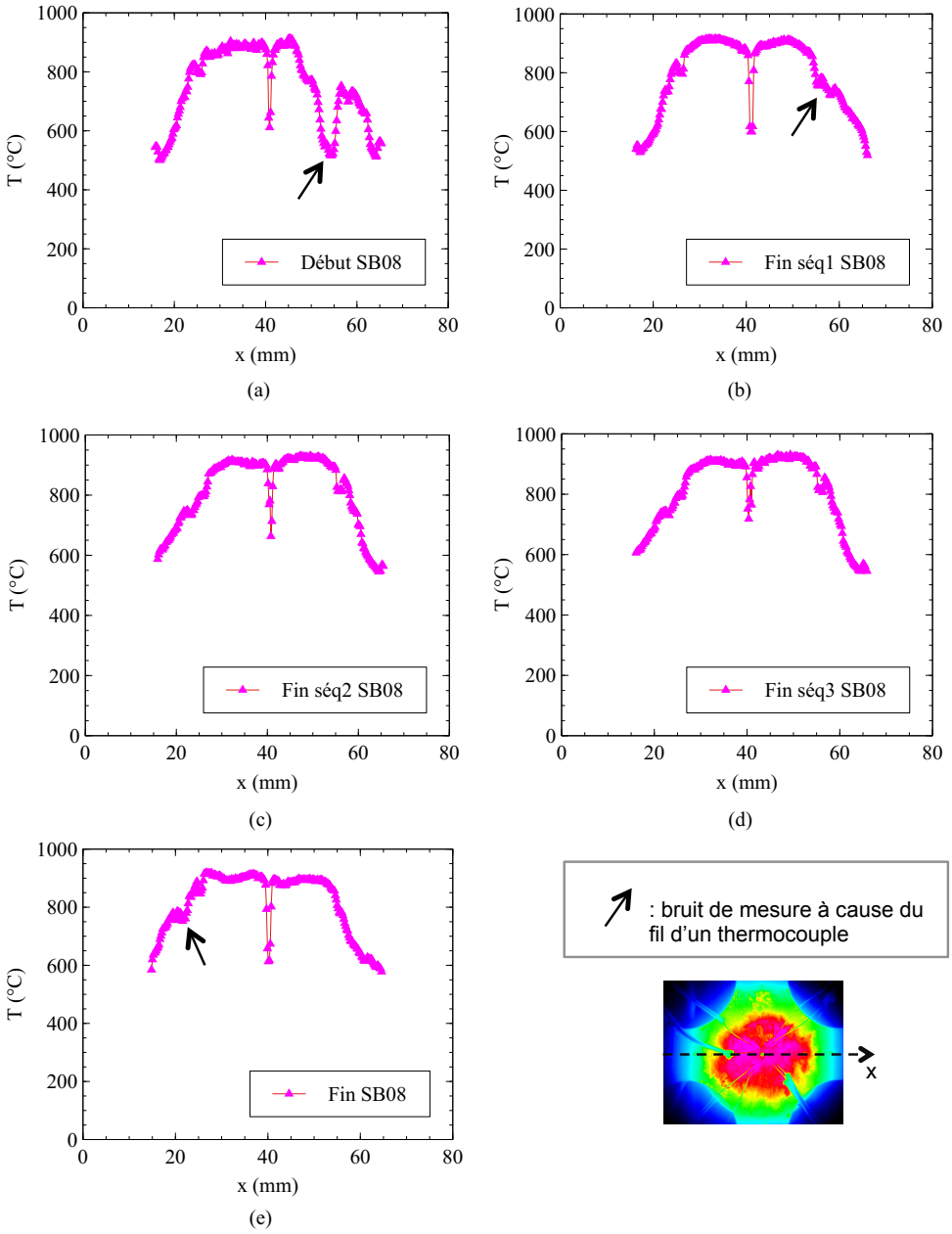


Figure 3.24 – *Évolution de la température selon l'axe x(mm) - SB08*

125

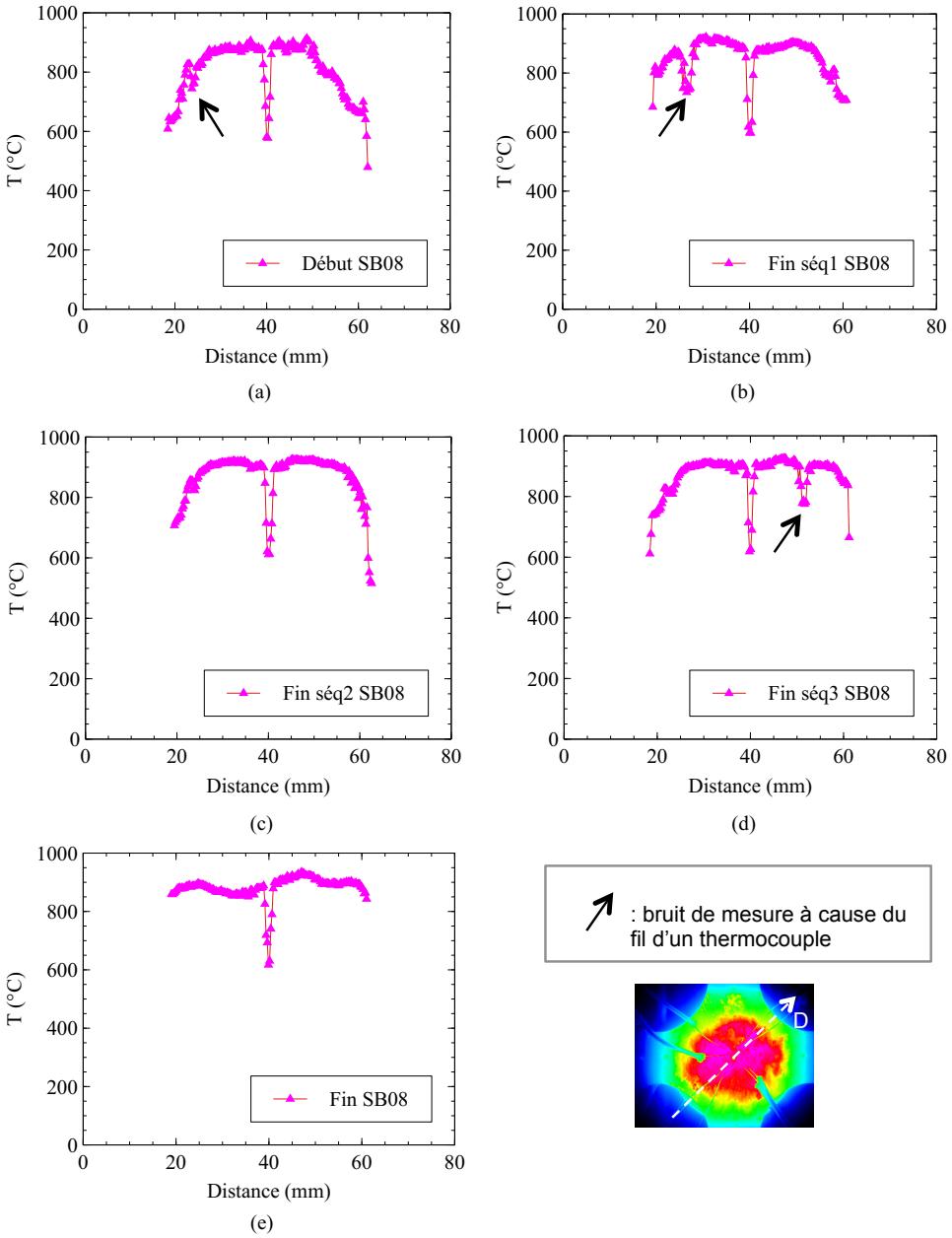


Figure 3.25 – *Évolution de la température selon la direction de propagation de fissure - SB08*

3.3.5 Discussions et récapitulatif sur l'étude thermique

Cette étude sur les champs thermiques a montré qu'un inducteur de type *pancake* conduit à de bons résultats en termes d'homogénéité de température dans la zone de propagation de fissure.

L'inducteur de type *pancake* a été déjà mentionné et utilisé depuis longtemps dans la littérature dans une forme consistant en un enroulement de tubes en cuivre sous forme de

spirales plates, cylindriques, carrées ou rectangulaires. L'originalité de la géométrie que nous proposons réside dans la fabrication additive de cet inducteur à l'aide d'une poudre en acier inoxydable. Une variation du diamètre extérieur de l'inducteur a été effectuée. Son effet induit une variation de la taille de la zone isotherme correspondante à la température de consigne (la zone la plus chaude) et une modification de la forme du champ de température. Il est à noter que la géométrie que nous avons proposée a été appliquée par [Chaieb, 2019] pour conduire des essais de traction anisotherme entre 230 °C et 1200 °C sur des éprouvettes cruciformes d'épaisseur 0.8 mm. En ce qui concerne l'effet de l'épaisseur, [Chaieb, 2019] montre que la température est identique sur les deux faces de l'éprouvette. Nous avons également mis en évidence une incertitude sur la différence de température d'une face à l'autre de l'éprouvette, en particulier au niveaux des bras et au début de l'essai. Cela peut être lié au fait que les éprouvettes utilisées par [Chaieb, 2019] sont de faible épaisseur (0.8 mm) comparées aux éprouvettes utilisées dans cette étude (3 mm).

Le matériel de suivi de la propagation de fissure rend l'enregistrement de la thermique, pendant l'essai, difficile voire impossible à réaliser. Nous avons donc effectué des mesures du champ de température à la fin de chaque séquence d'essai. Cependant, des thermocouples ont permis de suivre l'évolution de la température localement au voisinage de la fissure. Les champs thermiques issus des inducteurs de type *pancake* étudiés sont étendus sur la zone de fissuration en présentant un faible gradient de température. Nous avons constaté que la taille de la zone isotherme évolue avec le temps. L'homogénéité du champ de température au voisinage de la fissure a été mesurée avec un écart de l'ordre de 10 °C au maximum pour la géométrie d'inducteur à 4 spires (Tableau 3.1). Nous estimons cet écart acceptable. Des résultats postérieurs à cette étude ont montré que la mesure simultanée des champs de déplacement par stéréo-corrélation d'images et des champs de température par thermographie infrarouge était réalisable [Wang *et al.*, 2019, Chaieb, 2019]. De plus, des résultats sur éprouvettes à cuvettes ont été améliorés en utilisant des inducteurs basés sur le même principe que celui développé ici, mais en donnant une forme arrondie à la spire la plus extérieure [Nutte, 2019].

Plusieurs tests de chauffage ont été menés sur des éprouvettes tests afin d'étudier quelques paramètres pouvant affecter la nature du chauffage. Parmi ces paramètre nous citons la distance entre la surface de l'inducteur et celle de l'éprouvette. Nous avons constaté que plus l'écart est grand, plus la puissance fournie par le générateur doit être élevée. En revanche, nous avons constaté que plus l'inducteur est proche de l'éprouvette, plus la mesure de la charge est perturbée. Ces perturbations sont liées aux lignes du champ magnétique. Il était donc indispensable de trouver la distance optimale entre les deux surfaces afin d'assurer un bon chauffage avec le moins de perturbations. Nous avons fixé cet écart à 2 mm. Nous présentons un exemple mettant en évidence l'importance du parallélisme entre les deux surfaces (inducteur et éprouvette) en Annexe F où nous exposons également le chauffage d'une éprouvette à cuvette.

127

Table 3.1 – *Tableau de synthèse sur les mesures par thermographie infrarouge*

Type d'inducteur	Essai	Φ (zone chaude) $T > 880$ °C	ΔT_{max} selon l'axe x			ΔT_{max} selon l'axe D		
			5 mm	10 mm	15 mm	5 mm	10 mm	15 mm
tube en Cuivre cintré	—	22 mm	35 °C	18 °C	7 °C	—	—	—
pancake à 3 spires	SB01	33 mm	10 °C	25 °C	16 °C	10 °C	17 °C	22 °C
pancake à 3 spires modifié	SB03	33 mm	4 °C	19 °C	17 °C	2 °C	1 °C	0 °C
	SB06 (début de l'essai)	25 mm	10 °C	12 °C	30 °C	4 °C	15 °C	1 °C
	SB06 (fin de l'essai)	30 mm	—	7 °C	6 °C	9 °C	10 °C	10 °C
pancake à 4 spires	SB08 (début de l'essai)	40 mm	4 °C	3 °C	2 °C	6 °C	5 °C	3 °C
	SB08 (fin de séq3)	45 mm	2 °C	8 °C	3 °C	4 °C	10 °C	5 °C

128

129

3.4 Essai de fatigue biaxiale à haute température

Le dispositif expérimental présenté aux paragraphes précédents a été utilisé pour réaliser les campagnes d'essais de fissuration à haute température sur des éprouvettes cruciformes en superalliage HAYNES®188. Nous présentons dans ce paragraphe le principe de déroulement d'un essai biaxial en se référant à des exemples de la campagne biaxiale.

3.4.1 Taux de biaxialité

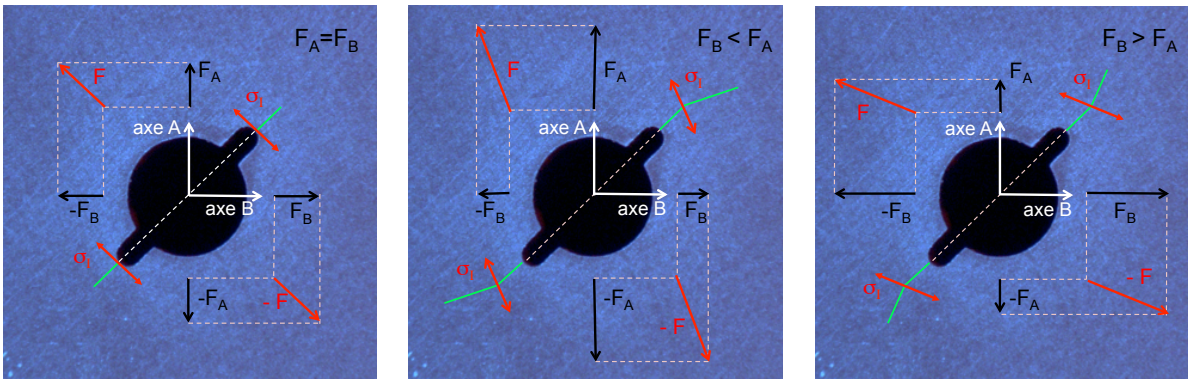
On définit le taux de biaxialité, T, comme étant le rapport du maximum de la sollicitation de l'axe B sur le maximum de la sollicitation de l'axe A (Figure 3.26).

- Pour une séquence à effort imposé :

$$T_F = \frac{F_{B,max}}{F_{A,max}} \tag{3.1}$$

- Pour une séquence à déplacement LVDT imposé :

$$T_{LVDT} = \frac{LVDT_{B,max}}{LVDT_{A,max}} \tag{3.2}$$



(a) T =1 (b) T <1 (c) T >1

Figure 3.26 – *(a) T=1 Equibiaxialité et (b,c) T≠1 Cisaillement*

Deux cas de figures sont définis selon la valeur du taux de biaxialité :

- Lorsque les signaux sur les deux axes de sollicitation sont identiques, le taux de biaxialité vaut 1 (T=1) et on parlera de chargement équibiaxial. Dans ce cas, la composante résultante maximale des contraintes principales (σ_I) est orientée perpendiculairement à la direction de l'entaille (trait blanc pointillé sur la Figure 3.26.a). La fissure (trait vert continu sur la Figure 3.26.a) se propage en mode I suivant cette direction.

- Dans le cas contraire (T≠1), un cisaillement macroscopique se superpose au mode d'ouverture (mode I). En effet, la fissure s'oriente selon la direction perpendiculaire à la composante maximale des contraintes principales [Erdogan et Sih, 1963, Liu *et al.*, 1979]. Dans ce cas, la bifurcation de fissure est assurée par la combinaison des modes I+II, (Figure 3.26.b et 3.26.c). Dans le cas où la composante de sollicitation selon l'axe A est plus élevée que celle portée par l'axe B (c'est à dire T<1), la contribution de l'axe A sur la composante maximale des contraintes principales est plus élevée (Figure 3.26.b). Par conséquent, la fissure se propage selon une direction plus proche de l'axe B. Pour T>1, la fissure se propage selon la direction la plus proche de l'axe A (Figure 3.26.c).

Dans notre étude, nous avons choisi de réaliser l'amorçage et les premiers stades de propagation de la fissure en équibiaxialité. Ensuite, la bifurcation de fissure est réalisée dans le cas T<1.

3.4.2 Principe de la méthode expérimentale

L'un des objectifs de notre démarche expérimentale est de caractériser le chemin de fissuration sous différents niveaux de chargements en conditions biaxiales de fatigue oligocyclique à haute température :

- avec différents taux de biaxialité,
- avec différents niveaux de plasticité macroscopique,
- à effort (F) et/ou à déplacement (LVDT) imposé,
- et en imposant T ≠ et on observe la bifurcation de fissure.

Les sollicitations imposées sur l'éprouvette sont de type sinusoïdal, d'amplitude constante sur chaque axe et de fréquence égale à 1 Hz pour toutes les séquences du chargement. Tous les signaux (effort, déplacement) sont en phase sur les deux axes. Notons que pour les séquences à effort imposé, le rapport de charge est fixé à $R_F = 0$ pour chaque axe. Pour les séquences à déplacement imposé, le rapport de déplacement R_U est également nul mais le rapport de charge R_F induit peut être de signe négatif.

Une première étape de chauffage est effectuée avant d'appliquer la sollicitation mécanique en fatigue. Cette étape préliminaire s'effectue sous effort nul jusqu'à stabilisation de la température au sein de l'éprouvette (30 min). Ensuite, une première séquence sous des conditions équibiaxiales est réalisée pour amorcer et faire propager la fissure. Puis, une série de séquences s'enchaine en modifiant la valeur du taux de biaxialité.

Rappelons que deux géométries d'éprouvette ont été testées dans cette étude : éprouvette cruciforme plate (Figure 3.1.a) et éprouvette cruciforme à cuvette (Figure 3.1.c). Nous présentons, dans ce paragraphe, l'évolution des chargements pour les deux types d'éprouvette. L'aspect propagation sera détaillé au chapitre suivant.

3.4.3 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette plate

Trois types d'essais ont été réalisés :

- **Type 1** : Essais à effort (F) imposé : où on impose différents niveaux de chargement pour initier la fissuration en équibiaxial et pour la faire bifurquer.
- **Type 2** : Essais avec une première séquence d'amorçage et de propagation de fissure à effort imposé (F) en équibiaxial suivie d'une ou de plusieurs séquences à déplacement LVDT imposé.
- **Type 3** : Essais à déplacement LVDT imposé sans première séquence d'amorçage à effort (F) imposé.

Les conditions de chargement des essais réalisés sont présentées dans le tableau 3.2.

Table 3.2 – *Essais biaxiaux sur éprouvettes plates*

Essai	Seq 1		Seq 2		Seq 3		Seq 4	
	Chargement	T	Chargement	T	Chargement	T	Chargement	T
SB01	F_A=F_B=25 kN	1	F_A=25 kN F_B=15 kN	0.6				
SB02	F_A=F_B=20 kN	1	F_A=28 kN F_B=16 kN	0.6				
SB03	F_A=F_B=20 kN	1	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.1 mm	1	$LVDT_A$=0.2 mm $LVDT_B$=0.1mm	0.5		
SB04	F_A=F_B=25 kN	1	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.2 mm	1				
SB06	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.15 mm	1	$LVDT_A$=0.3 mm $LVDT_B$=0.15mm	0.5	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.3 mm	1		
SB08	F_A=F_B=20 kN	1	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.1 mm	1	$LVDT_A$=0.2 mm $LVDT_B$=0.1mm	0.5	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.2 mm	1

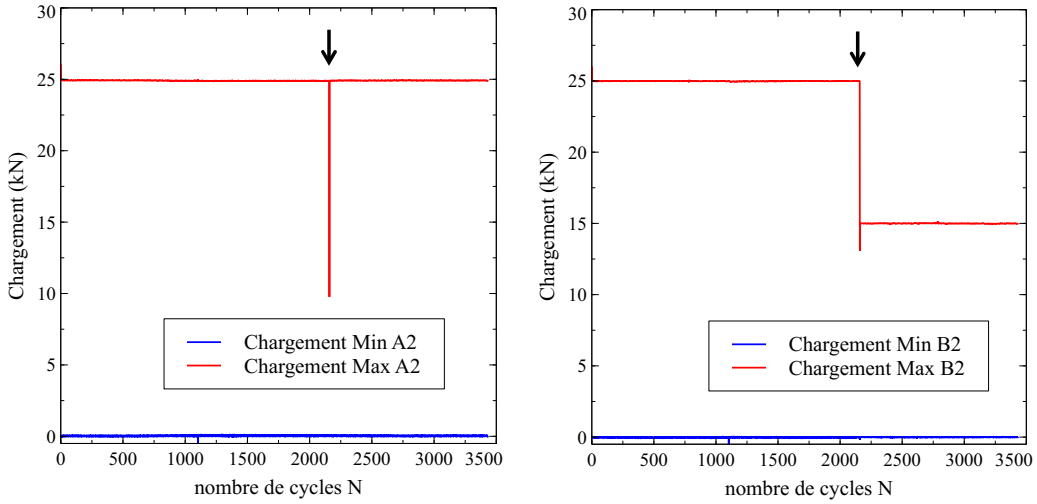
T : taux de biaxialité, F : la force maximale imposée et LVDT : l'amplitude du déplacement LVDT imposé

Dans un premier temps, nous nous intéressons à un essai à effort imposé : SB01. Les courbes de l'évolution de l'effort (F) et du déplacement vérin (U) enregistrés sur les vérins A2 et B2 pendant cet essai en fonction du temps sont données dans les figures 3.27 et 3.28.

Le déplacement (U) tracé sur ces courbes est celui mesuré au niveau des vérins sur les deux axes de chargement A et B. Le tracé de ces courbes permet de vérifier l'application de la consigne "force imposée F" (maximum et minimum) et de déterminer le niveau de déplacement associé à ce niveau de chargement.

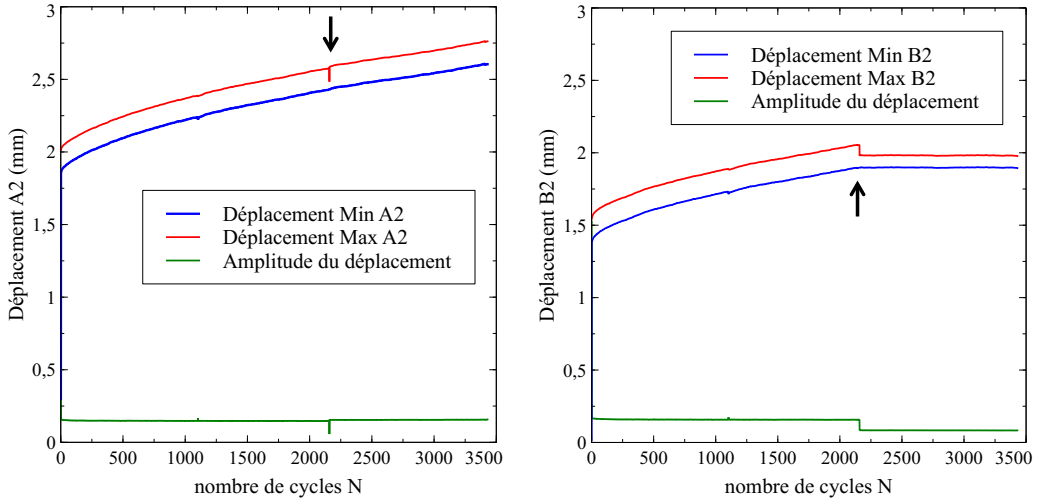
On constate que la consigne en charge est respectée tout au long de l'essai. Les courbes de déplacement montrent que le chargement appliqué s'apparente à un essai de fluage cyclique, ce qui est cohérent avec un essai en charge imposée à haute température, au delà du seuil plastique.

On remarque que pendant la deuxième séquence de l'essai, l'amplitude de charge sur l'axe B conduit à un arrêt du fluage dans cette direction de sollicitation dans la mesure où les valeurs maximale et minimale, comme l'amplitude ΔU, de déplacement sont stabilisées.



(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.27 – *Efforts imposés des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01 (la flèche verticale indique les changements de séquence)*



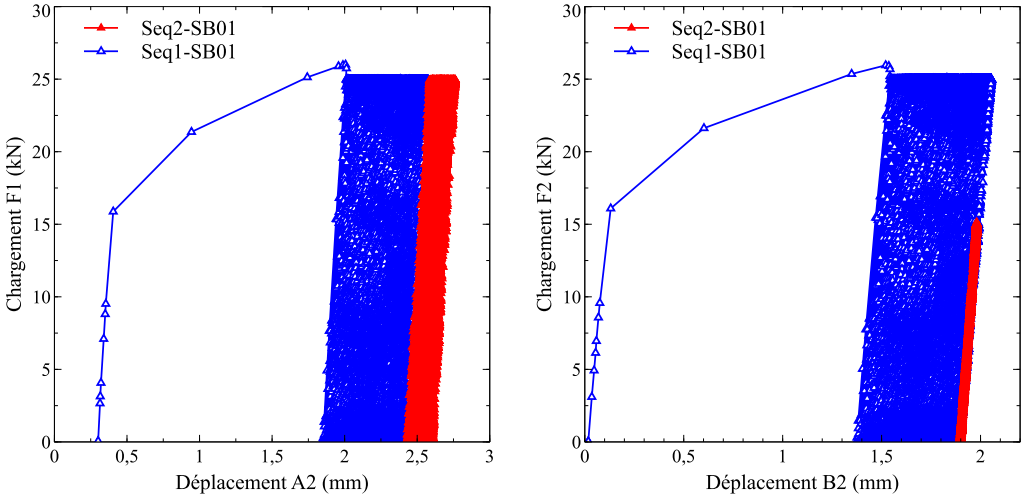
(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.28 – *Déplacements mesurés par les vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01*

Nous présentons l'évolution de la charge imposée en fonction du déplacement macroscopique associé pour le vérin A2 sur la Figure 3.29.a et pour le vérin B2 sur la Figure 3.29.b. L'allure de ces graphes confirme cette notion de fluage cyclique vu par le matériau pendant l'essai. En outre, on constate que l'essai est macroscopiquement adapté dans la mesure où au delà du premier cycle, les cycles successifs sont élastiques. Un phénomène de rochet permet sans doute d'entretenir la propagation de fissure malgré cet état adapté.

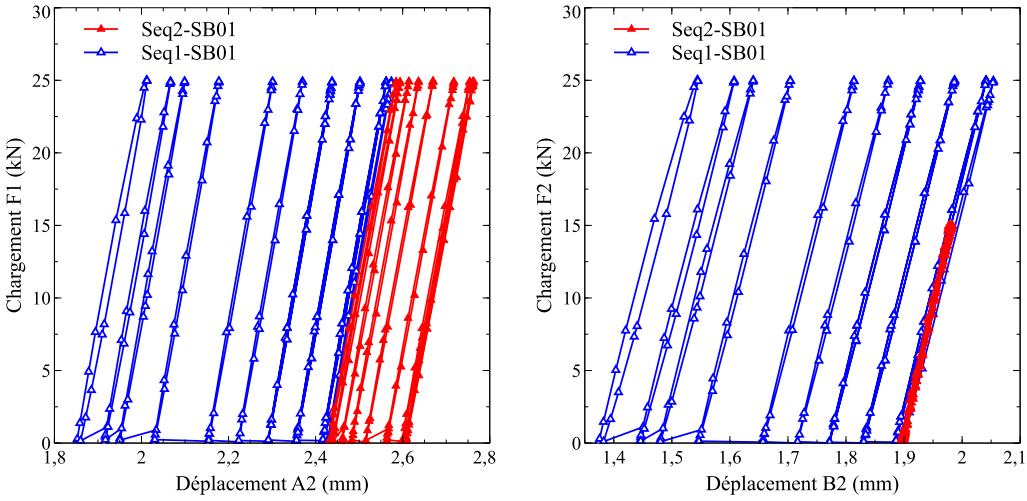
Afin de mieux visualiser l'évolution de la charge imposée (F), quelques cycles de l'essai ont été extraits pour l'axe A sur la Figure 3.30.a et pour l'axe B sur la Figure 3.30.b. On

remarque que le matériau présente une hystérésis faible avec un phénomène de rochet qui se manifeste pendant tout l'essai.



(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.29 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB01*



(a) Axe A (b) Axe B

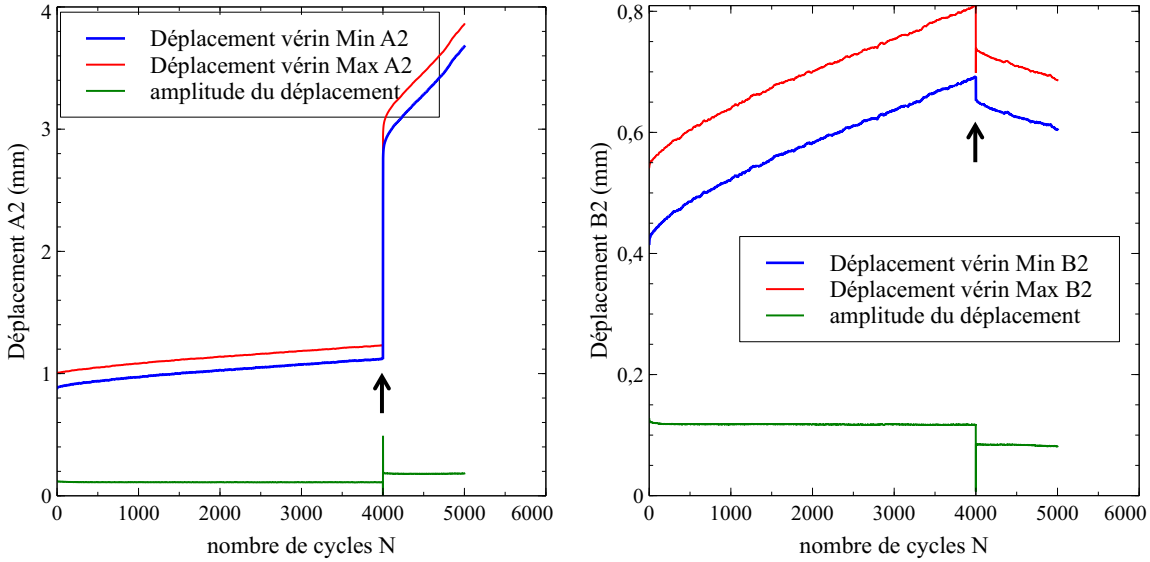
Figure 3.30 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) des vérins (a) A2 et (b) B2 pour quelques cycles de l'essai SB01*

En nous intéressant aux niveaux de déplacement associé à chaque niveau d'effort (F) imposé pour ces deux essais, nous pouvons estimer les niveaux de déplacement à imposer pour les essais de type 2 ou 3 (pour les séquences à déplacement LVDT imposé).

Le deuxième essai à effort imposé (type 1) est SB02 dont le niveau d'effort imposé est plus élevé. L'évolution du déplacement vérin au cours de l'essai SB02 est présentée dans

la figure 3.31. On remarque que le déplacement est croissant avec l'amplitude de charge imposée, en effet, pour un effort maximal $F = 20$ kN, $F = 25$ kN et $F = 28$ kN, l'amplitude de déplacement est respectivement égale à $0,1$ mm, $0,15$ mm et $0,2$ mm.

Pour les séquences de cisaillement macroscopique ($T \neq 1$), l'amplitude est égale à 0,06 mm et 0,08 mm pour un effort maximal imposé respectivement par le vérin B2 de 15 kN et 16 kN.

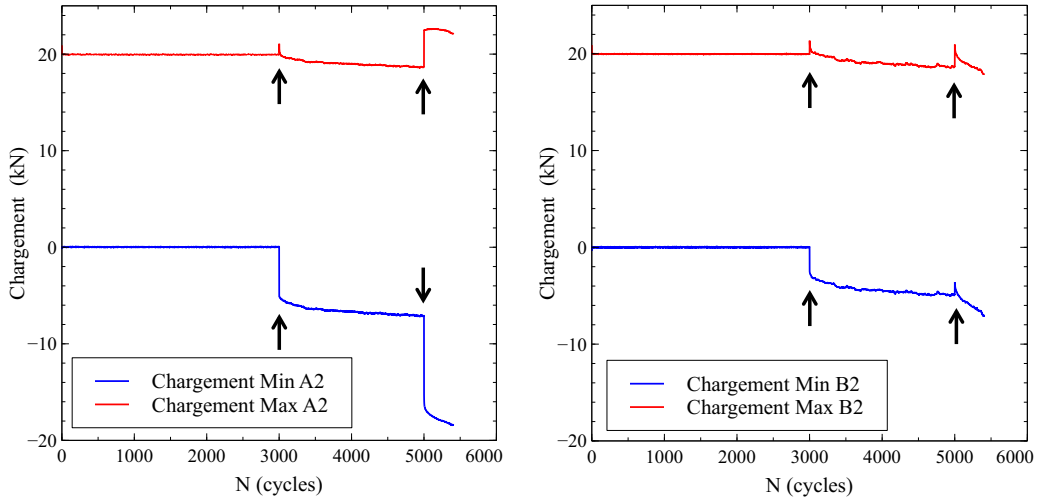


(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.31 – *Déplacements mesurés par les vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB02*

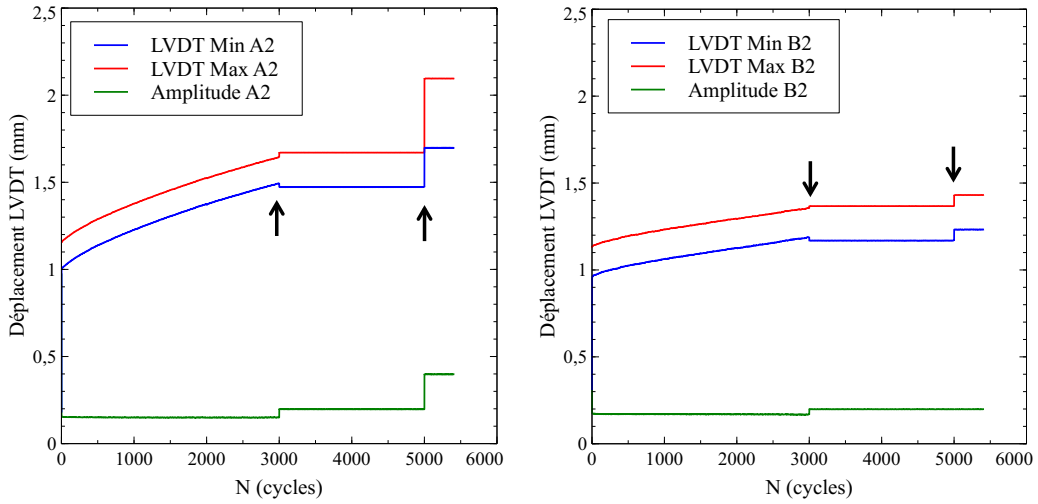
En se basant sur ces deux essais à effort imposé, nous avons défini les niveaux du déplacement LVDT imposés pour les séquences à LVDT imposé (type 2 et type 3).

L'essai SB03 fait partie du type 2. Les conditions du déroulement de cet essai sont illustrées dans le tableau 3.2. Les figures Figure 3.34, Figure 3.32 et Figure 3.33 présentent respectivement l'évolution du chargement (F), du déplacement LVDT ainsi que le déplacement (U) des vérins A2 et B2 pendant cet essai.



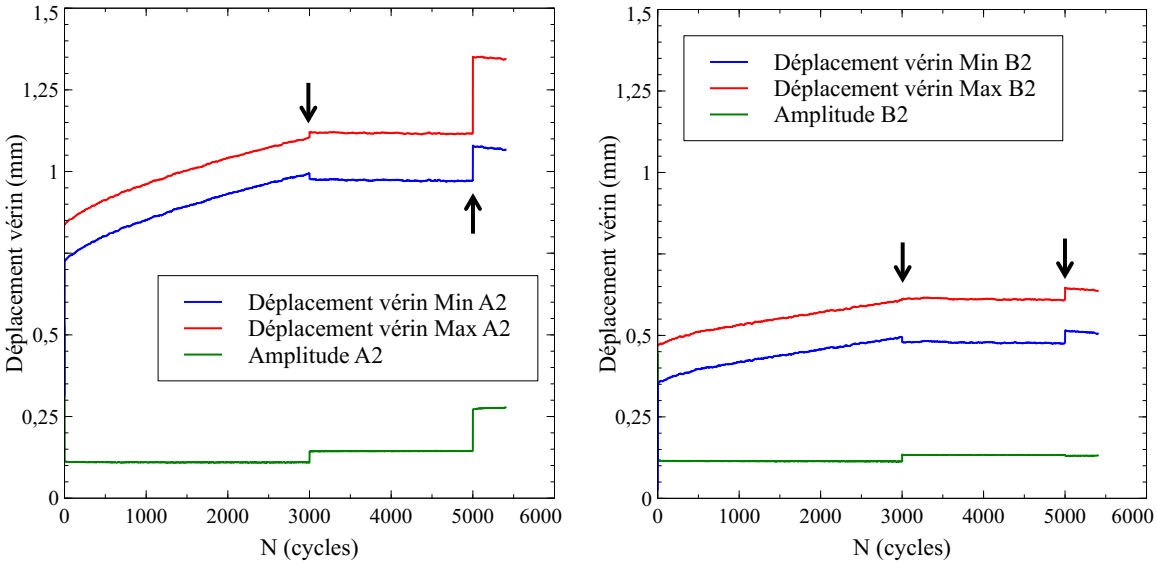
(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.32 – *Efforts sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03*



(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.33 – *Déplacements LVDT sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03*

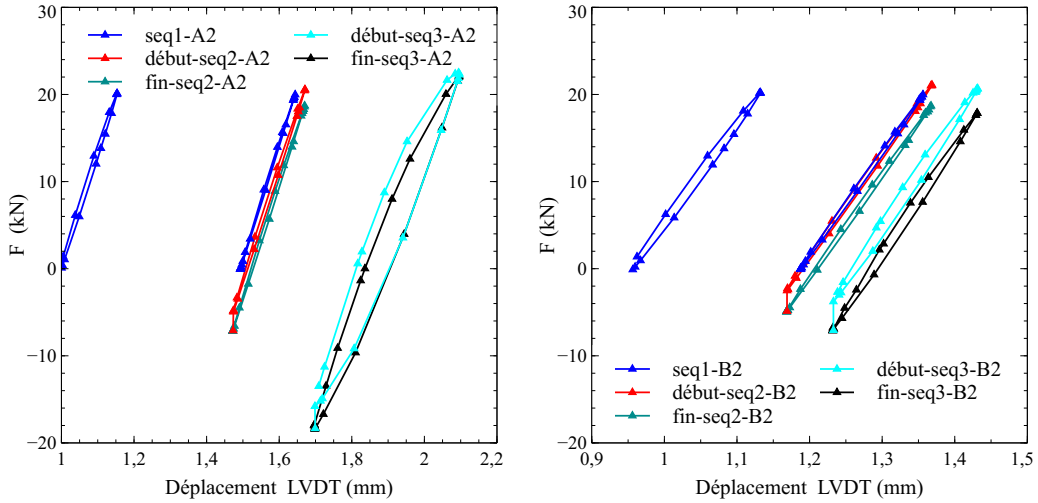


(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.34 – *Déplacements (U) sur les axes (a) A et (b) B pendant l'essai SB03*

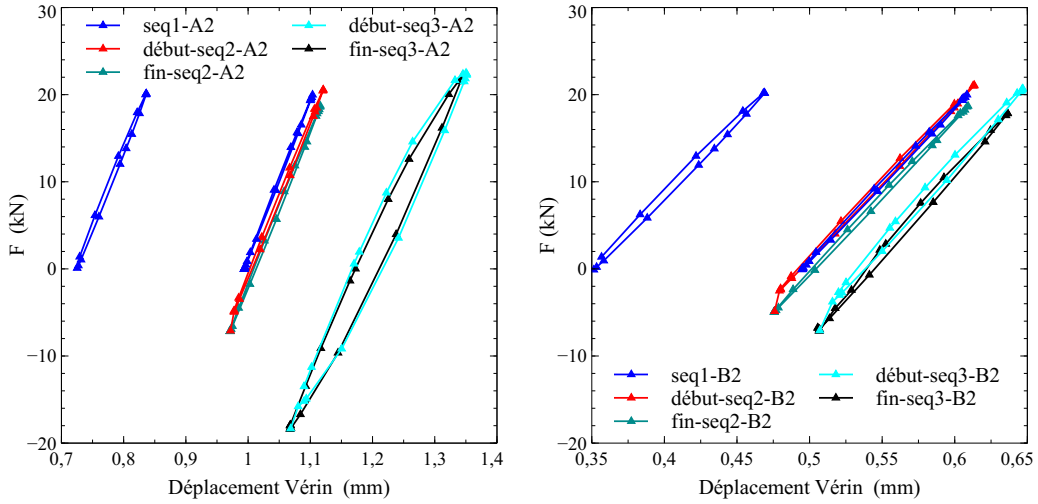
Pour la première séquence à effort maximal imposé égal à $F_A = F_B = 20$ kN, on retrouve $\Delta U = 0.1$ mm. Cette valeur correspond au même niveau de déplacement mesuré pendant les essais SB01 et SB02. De plus, les amplitudes de déplacement LVDT et celui des vérins (U) sont identiques pour chaque séquence de chargement. Par ailleurs, pour les séquences à déplacement LVDT imposé, on retrouve bien un rapport de charge associé négatif ($R_F < 0$) montrant un état de compression. La réponse en effort (F) est non symétrique.

Les figures Figure 3.35 et Figure 3.36 présentent respectivement l'évolution de la charge imposée (F) en fonction du déplacement LVDT et du déplacement vérin (U) associé au début et à la fin de chaque séquence de chargement.



(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.35 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT sur les axes (a) A et (b) B pendant les cycles au début et à la fin de chaque séquence de l'essai SB03*



(a) Axe A (b) Axe B

Figure 3.36 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement (U) sur les axes (a) A et (b) B pendant les cycles au début et à la fin de chaque séquence de l'essai SB03*

Un accroissement progressif du déplacement (U et LVDT) pendant la première séquence de l'essai est caractéristique du phénomène de rochet.
Par ailleurs, pour les séquences à déplacement LVDT imposé, le matériau présente une hystérésis qui est d'autant plus ouverte que la sollicitation est élevée. La plasticité généralisée est mise en évidence lors de la dernière séquence de l'essai SB03.

On notera que le saut de la valeur du déplacement entre le dernier cycle de la deuxième séquence et le premier cycle de la troisième séquence est dû à une interruption du chauffage entre ces deux séquences. La dilatation thermique du matériau a donc induit l'augmentation du niveau des déplacements U et LVDT mesurés.
D'autre part, on retrouve sur ces courbes une confirmation de la compression subie par l'éprouvette pendant les séquences à déplacement LVDT imposé. Ceci est illustré par les niveaux d'effort (F) négatifs et non symétriques mesurés dans les figures 3.35 et 3.36.

Pour une sollicitation à LVDT imposé plus élevée, nous traitons le cas de l'éprouvette SB06 qui fait partie du type 3 des essais (tableau 3.2). Les graphes effort/déplacement LVDT correspondants sont présentées dans la figure 3.37 pour les deux directions de chargement. Dans ce cas, on constate un niveau de déformation plastique important mis en évidence par l'ouverture de l'hystéresis F/LVDT sur les deux axes. L'effort associé à ce déplacement imposé est plus élevé que celui observé sur SB03. Il est aussi dissymétrique et présente un rapport de charge négatif $R_F = -0,7$ pour l'axe A pendant les deux dernières séquences de l'essai.

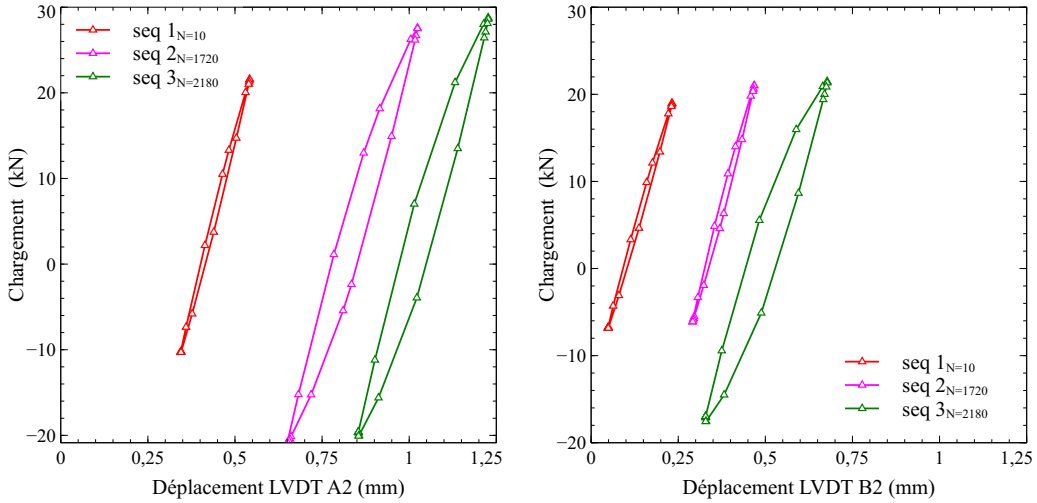


Figure 3.37 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT des vérins (a) A2 et (b) B2 pendant l'essai SB06*

3.4.4 Essai de fatigue biaxiale sur éprouvette avec cuvette

Afin d'atteindre des niveaux de sollicitations plus élevés permettant d'augmenter la vitesse de propagation de fissure, nous avons réalisé des essais sur des éprouvettes à cuvette (Figure 3.1.c). La zone utile présente une épaisseur de 1 mm (Figure 3.1.d) permettant de définir une zone de concentration de contraintes par rapport au bras de l'éprouvette qui fait 3 mm d'épaisseur.
L'objectif est, donc, de comparer la réponse du matériau du point de vue fissuration pour les deux géométries d'éprouvette plate et à cuvette.

Le tableau 3.3 présente les conditions de déroulement des deux essais effectués sur cette géométrie. Ces essais sont similaires au type 2 de la campagne expérimentale réalisée sur des

139

éprouvettes plates.

Table 3.3 – *Essais biaxiaux sur éprouvettes à cuvette*

Essai	Séq 1		Séq 2		Séq 3		Séq 4	
	Chargement	T	Chargement	T	Chargement	T	Chargement	T
SB05	F_A=F_B=13 kN	1	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.1 mm	1	$LVDT_A$=0.2 mm $LVDT_B$=0.1mm	0.5	$LVDT_A$=$LVDT_B$ =0.2 mm	1
SB07	F_A=F_B=13 kN	1	$LVDT_A$=0.2 mm $LVDT_B$=0.1 mm	0.5				

T : taux de biaxialité, F : la force maximale imposée et LVDT : l'amplitude du déplacement LVDT imposé

Nous avons appliqué la même procédure expérimentale :

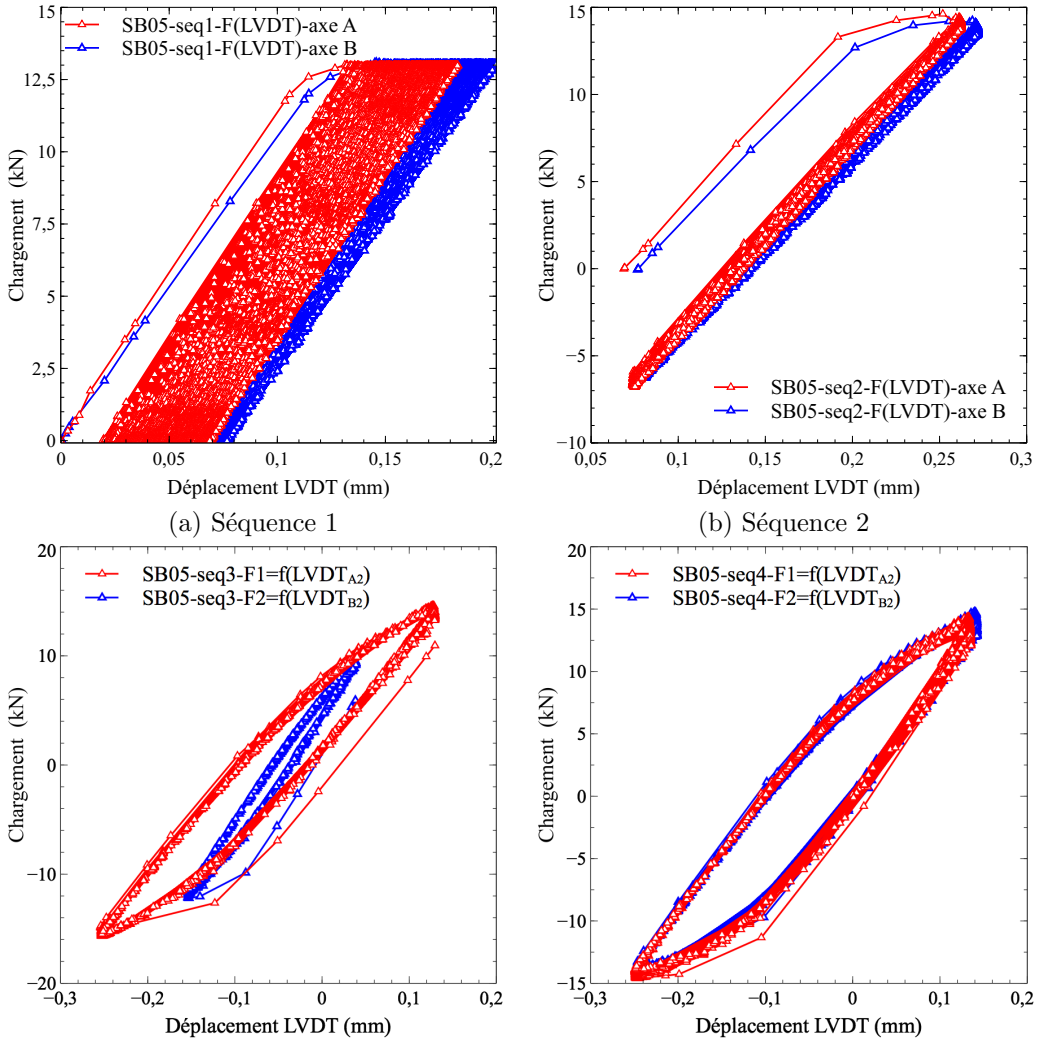
- Amorcer et propager une fissure en équibiaxial à effort imposé : l'effort appliqué a été déterminé en se basant sur le niveau d'effort permettant d'amorcer une fissure sur la géométrie plate. Soit (F_0) et (S_0) respectivement l'effort et la surface utile en épaisseur de l'éprouvette plate, (F_1) et (S_1) respectivement l'effort et la surface utile de l'éprouvette à cuvette, en supposant qu'on a le même ratio en contrainte appliquée $\frac{F_0}{S_0} = \frac{F_1}{S_1}$, F_1 est calculé pour les deux axes de chargement F_A et F_B et reporté dans le tableau 3.3.

- Une (essai SB07, Tableau 3.3) où trois séquences (essai SB05, Tableau 3.3) à déplacement LVDT imposé suivent la première séquence. Les niveaux de sollicitation sont identiques à ceux appliqués sur l'éprouvette plate.

La figure 3.38 regroupe les boucles effort déplacement LVDT de l'essai SB05 pour les différentes séquences de chargement. Pendant la première séquence (voir Figure 3.38.a) on retrouve le même niveau de l'amplitude du déplacement LVDT que la première séquence de l'essai SB03 effectué sur une éprouvette plate. Par conséquent, on constate qu'un effort de 13 kN appliqué à haute température sur une éprouvette à cuvette permet de retrouver le même déplacement LVDT à un effort de 20 kN sur une éprouvette plate sous les mêmes conditions thermiques.

Par ailleurs, les séquences à déplacement LVDT imposé se caractérisent par une sollicitation de traction/compression. La compression de l'éprouvette s'accentue au fur et à mesure que le déplacement imposé augmente (Figures 3.38.b, 3.38.c, et 3.38.d).

Sur les images et les vidéos enregistrées *in situ* par la microscopie optique numérique de l'essai SB07, une dé-focalisation a été observée à partir de la fin de la deuxième séquence. La propagation de fissure pendant cette dernière séquence est accompagnée du flambement de l'éprouvette. Par conséquent, afin de respecter les conditions de l'étude, cet essai (SB07) ne sera exploité que jusqu'à apparition du flambement. Ce phénomène a également été observé sur l'éprouvette SB05 mais à partir de la troisième séquence de chargement seulement. Cette séquence est caractérisée par le même niveau de déplacement LVDT imposé que la deuxième séquence de SB07 où le flambement a été observé. Nous pouvons en conclure que ce niveau de chargement est trop élevé pour éviter le flambement sur cette géométrie.



(a) Séquence 1 (b) Séquence 2

(c) Séquence 3 (d) Séquence 4

Figure 3.38 – *Évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement LVDT sur les axes A et B pendant l'essai SB05*

3.5 Mesure du champs de déplacement par suivi de marqueurs au voisinage de la fissure

Afin d'estimer le niveau du déplacement atteint ou de mesurer le champ de déplacement de la zone utile d'une éprouvette, nous avons essayé d'utiliser la stéréo-corrélation d'images. Plusieurs types de peinture résistant à de très hautes températures ont été utilisées pour réaliser des mouchetis. Cependant, à cause des hautes températures sur l'éprouvette, certains mouchetis n'ont pas tenu pendant le réglage du chauffage. D'autres, ont tenu plus longtemps mais ont fini par fondre ou brûler et la corrélation d'images n'a donc pas abouti.

À partir de vidéos enregistrées par le microscope optique numérique à certains moments de l'essai, on obtient des photos à chaque instant du chargement durant la période enregistrée. On suppose que le contraste observé sur ces photos et créé par l'oxydation du matériau peut

être utilisé comme mouchetis pour la mesure par corrélation d'images. En revanche, ces calculs en post-traitment n'ont pas abouti et nous n'arrivons pas à estimer le niveau du déplacement.

Par la suite, nous avons choisi d'utiliser la méthode de suivi de marqueurs. Notre objectif consiste à mesurer localement le niveau du déplacement. Cette méthode a été utilisée par [Coudon, 2017] sur des éprouvettes cruciformes testées à la température ambiante. Cette étude valide que les résultats issus de cette méthode sont très semblables à ceux obtenus par stéréo-corrélation d'images en utilisant le logiciel commercial Vic2D avec une erreur inférieure à 10 μm. Nous étendons donc ici l'utilisation de cette méthode de suivi de marqueurs à haute température.

3.5.1 Principe de la méthode

Cette méthode s'apparente à l'extensométrie virtuelle en se basant sur les images issues des vidéos enregistrées en "Macro" à chaque début de séquence du chargement. Elle consiste à créer une boîte carrée sur le point tracé à la surface de l'éprouvette où on souhaite disposer d'une mesure. La figure 3.39 présente l'image de référence d'une séquence d'essai contenant les points circonscrits dans les boîtes de corrélation.

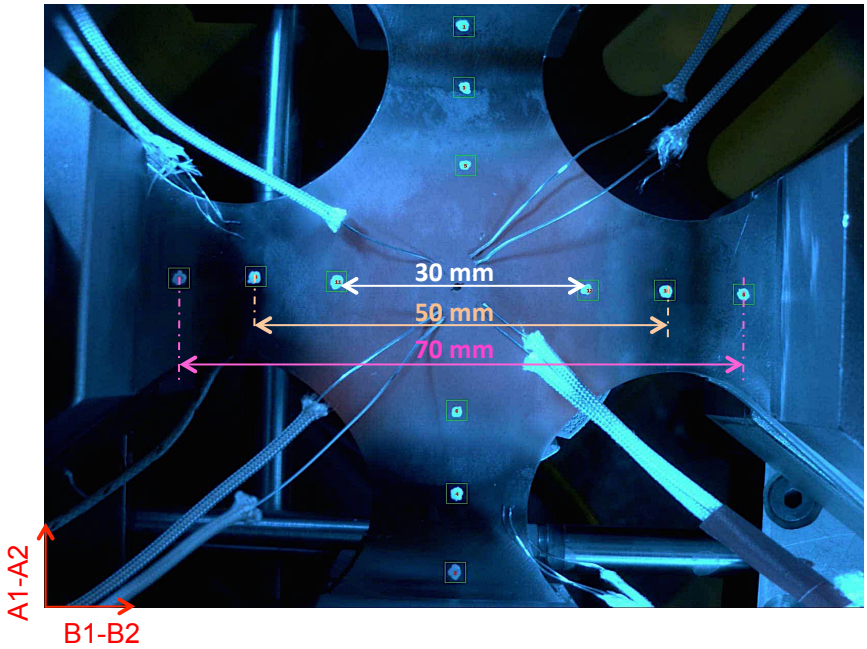


Figure 3.39 – *Positions des marqueurs sur l'éprouvette*

La dimension de cette boîte dépend de la taille du point ou marqueur tracé sur la surface. Dans notre cas, nous avons opté pour des boîtes de 50x50 pixels qui englobent le marqueurs en blanc, disposant ainsi d'un fort contraste. Les positions de cette boîte sont localisées par un algorithme pour une série d'images en "Macro".

On définit la fonction d'inter-corrélation h par :

$$h(\vec{u}) = \int_{\Omega} f(\vec{x})g(\vec{x}+\vec{u})d\vec{x} \tag{3.3}$$

où $\vec{u}$ est un mouvement de corps rigide qui fait translater le domaine initial ou la boîte (Ω dans l'équation). Il s'agit d'une corrélation locale qui consiste à maximiser la fonction h. Une évaluation de ce produit de convolution est produite efficacement à l'aide d'un algorithme de type FFT (Fast Fourier Transform) : ce produit se ramène donc à un produit classique.

Par la suite, en associant les boîtes deux à deux comme définies sur la figure 3.39, les déplacements relatifs réels subis par l'éprouvette aux différents endroits sont calculés. Ces déplacements sont déterminés à l'aide du logiciel *Ariane* développé au Centre des Matériaux par [Teissedre, 2016] en utilisant des librairies *Python*.

En utilisant 12 boîtes (ou marqueurs, cf Annexe E), nous avons défini trois longueurs d'intérêt par axe de l'éprouvette : la plus proche de la zone de fissuration fait 30 mm, la suivante est de 50 mm, située à la limite entre la zone utile et le bras, et la troisième longueur est de 70 mm qui définit la limite entre le bras et le mors de l'éprouvette (Figure 3.39).

3.5.2 Résultats

Nous présentons à présent les résultats issus de cette méthode pour les deux premières séquences de chargement de l'essai SB08 : à effort imposé (Figure 3.40 pour la séq1) et à déplacement LVDT imposé (Figure 3.41 pour séq2). Pour rappel, les conditions du chargement de cet essai sont données dans le tableau 3.2.

L'évolution des déplacements est cohérent avec la forme sinusoïdale du chargement imposé. Toutes les courbes présentant l'évolution du déplacement en fonction du temps (durant les 12 premières secondes de chaque séquence) sont en phases selon les deux axes de chargement. De plus, elles sont cohérentes avec la fréquence imposée f = 1 Hz sur l'éprouvette. Nous constatons aussi que le déplacement est d'autant plus élevé en allant du centre vers les bras de l'éprouvette. Un décalage entre les deux axes A et B est observé sur les deux séquences. L'écart entre les axes A et B augmente en s'éloignant du centre de l'éprouvette. Ce décalage a été aussi constaté sur les boucles d'hystérésis en déplacement LVDT et en déplacement vérins aussi (cf Annexe D).

Les courbes d'hystérésis $F(U_{marqueurs})$ sont ouvertes montrant la plasticité locale. L'ouverture de ces boucles augmente en allant vers les bras de l'éprouvette.
Rappelons que les deux séquences séq1 et séq2 sont équivalentes en déplacement LVDT mesuré sur les deux directions de chargement. En comparant les résultats de la mesure pour les marqueurs de 50 mm par exemple, on observe la même réponse en amplitude du déplacement mesurée sur les deux séquences. Cette amplitude est égale à 60 μm pour ces marqueurs utilisés.

Ces résultats valident l'utilisation de cette méthode. Nous avons appliqué ce dépouillement en post-traitement sur toutes les séquences de l'essai SB08 (cf Annexe D). Les résultats de cette étude seront exploités dans le chapitre 5 où nous nous intéressons à l'étude par éléments finis.

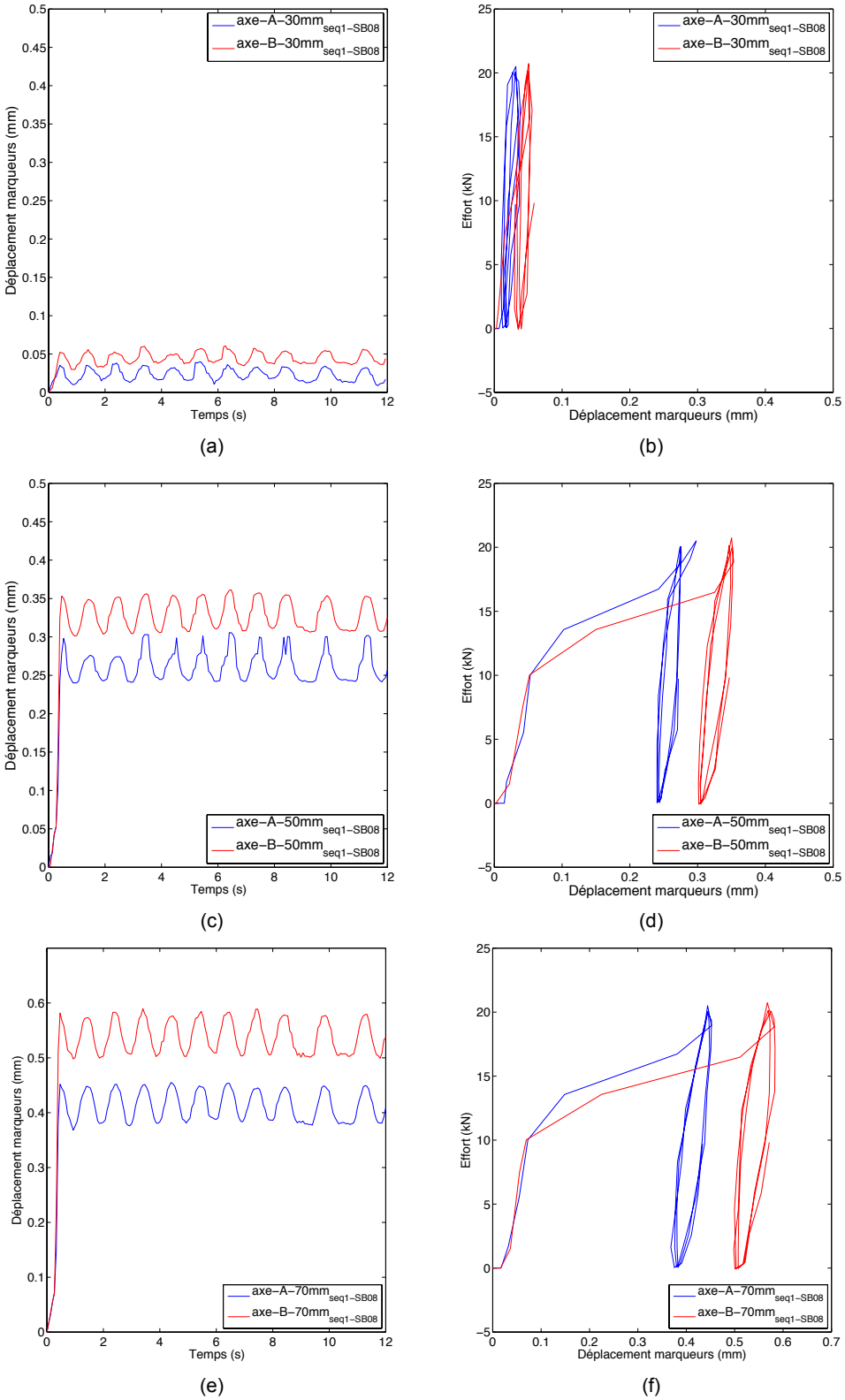


Figure 3.40 – *Évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la première séquence de SB08*

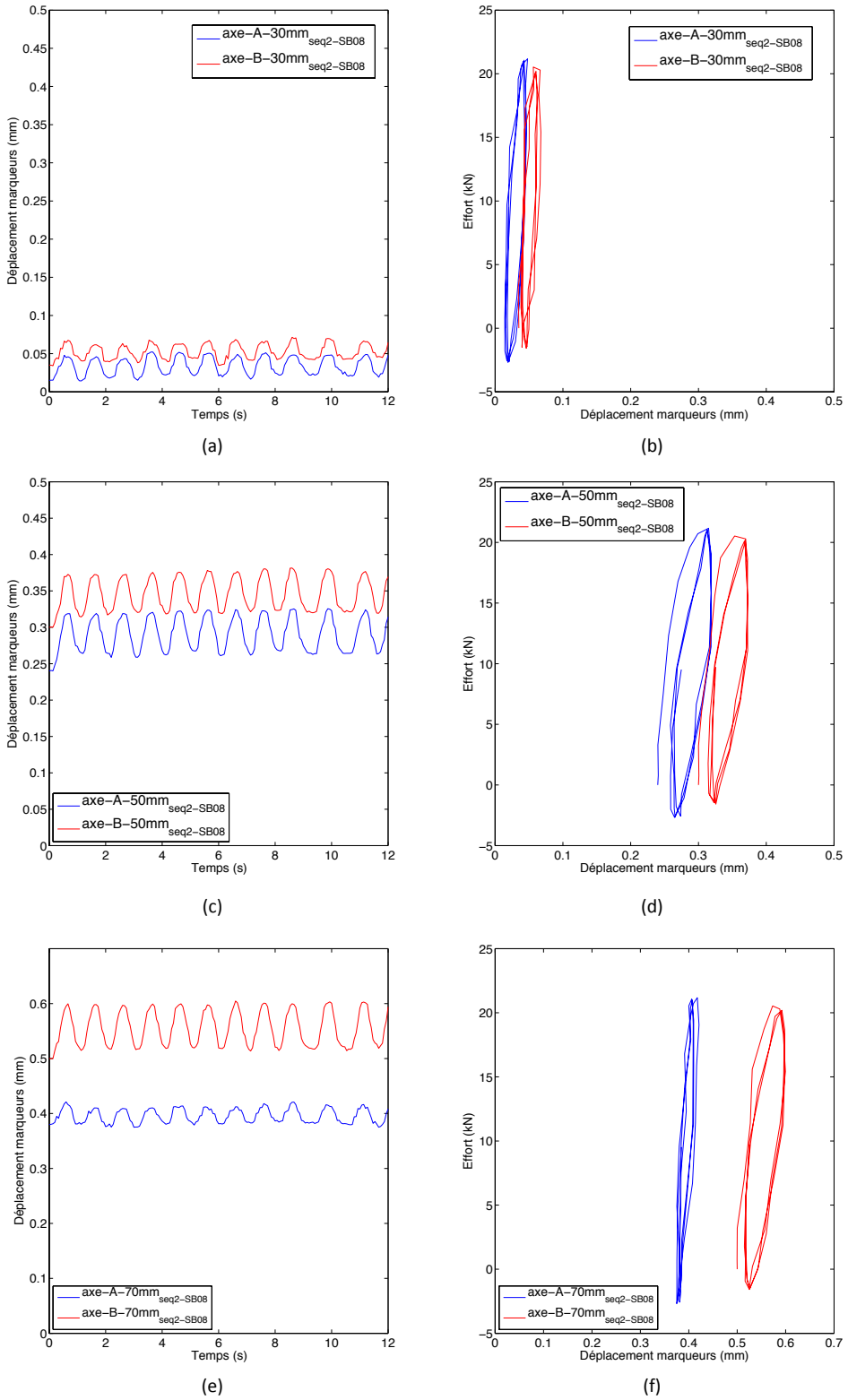


Figure 3.41 – *Évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la deuxième séquence de SB08*

On définit sur la figure 3.42 cinq déformations par axe de chargement. Ces déformations sont mesurées par la méthode de suivi de marqueurs en se basant sur les niveaux de déplacements obtenus pour chaque couple de marqueurs.

La figure 3.43 présente l'évolution des déformations mesurées en fonction du temps pour la première séquence de chargement de l'essai SB08. Rappelons que cette séquence est à effort imposé (20 kN en équibiaxial). Les courbes sont synchrones et cohérentes avec la fréquence du chargement appliquée. Les résultats montrent que la déformation maximale mesurée ne correspond pas à celle de la zone centrale de l'éprouvette. On constate que plus on s'approche des bras, plus la déformation est élevée.

Il est à noter que ce résultat est vérifié sur les deux axes de chargement (Figures 3.43.a et 3.43.b). Une mesure des déformations au niveau des bras de l'éprouvette selon les deux axes (ε_{4A} ; ε_{5A}) et (ε_{4B} ; ε_{5B}) est présentée sur les figures 3.43.c et 3.43.d. Selon l'axe A, l'ordre de grandeur de ces déformations est plus grand par rapport aux trois déformations ε_{1A}, ε_{2A} et ε_{3A}. Ceci est aussi valable selon l'axe B de chargement. De plus, on observe un grand écart sur les mesures entre les déformations au niveau de la zone centrale au voisinage de la fissure et la déformation au niveau des bras de l'éprouvette sur les deux axes (Figures 3.43.e et 3.43.f).

Une localisation de la déformation au niveau des bras de l'éprouvette est constatée sur la séquence à effort imposée. Durant la troisième séquence de l'essai SB08, séquence à déplacement LVDT imposé avec un taux de biaxialité $T_{LVDT} = 0.5$, nous constatons que la localisation de la déformation est maintenue sur les bras avec moins d'écart entre le centre et les bords de l'éprouvette (Figure 3.44). De plus, ce résultat est confirmé par le rapports des déformations maximales entre le centre de l'éprouvette et les bras (Tableau 3.4). Nous constatons que ce rapport est plus faible pour un chargement à déplacement LVDT imposé (Séq3).

Table 3.4 – *Rapports de déformations maximales moyennes entre le centre de l'éprouvette et les bras*

Séq	$\frac{\varepsilon_{5A}}{\varepsilon_{1A}}$	$\frac{\varepsilon_{5B}}{\varepsilon_{1B}}$
Séq1	5.5	7.5
Séq3	2.5	2

146

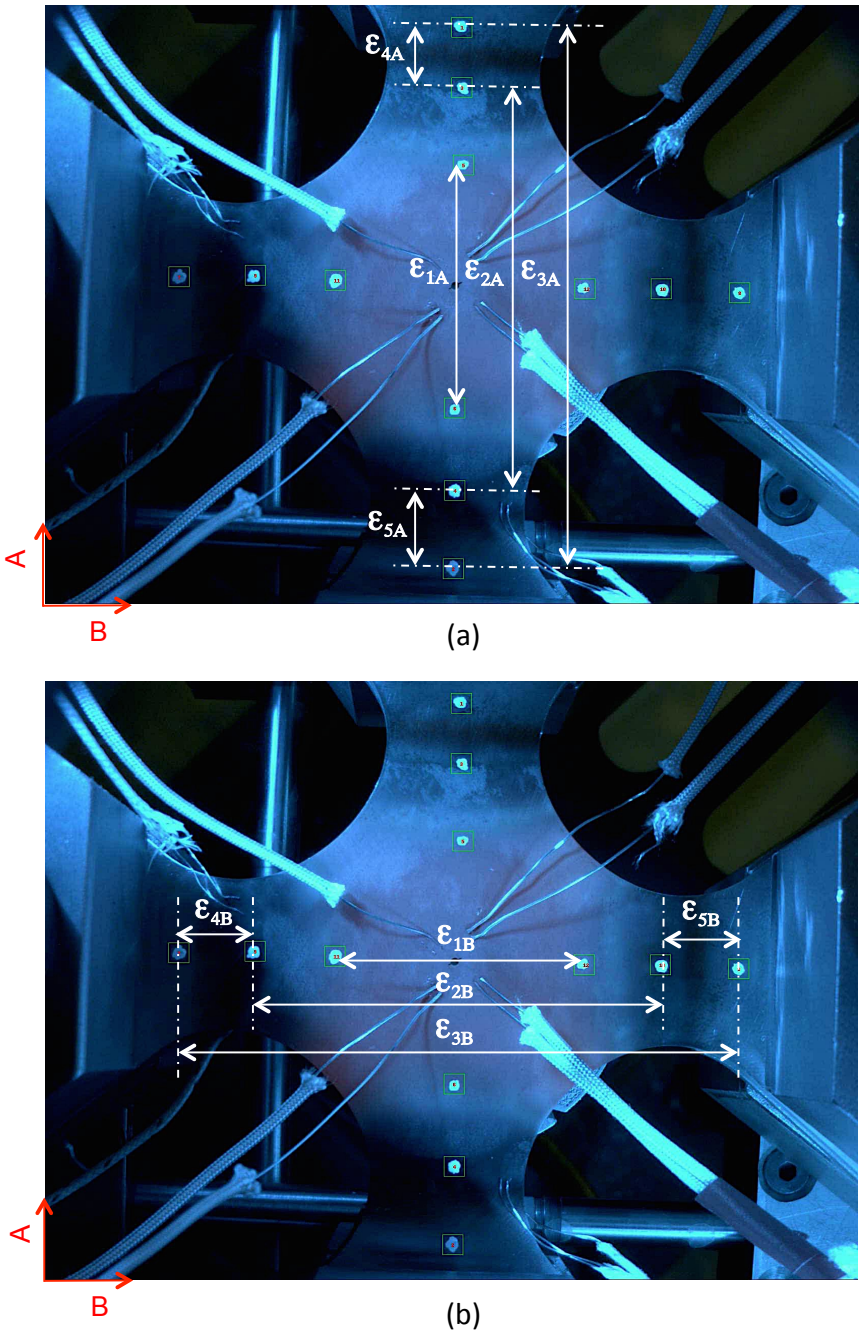


Figure 3.42 – *Mesures des déformations sur différentes zones de l'éprouvette*

147

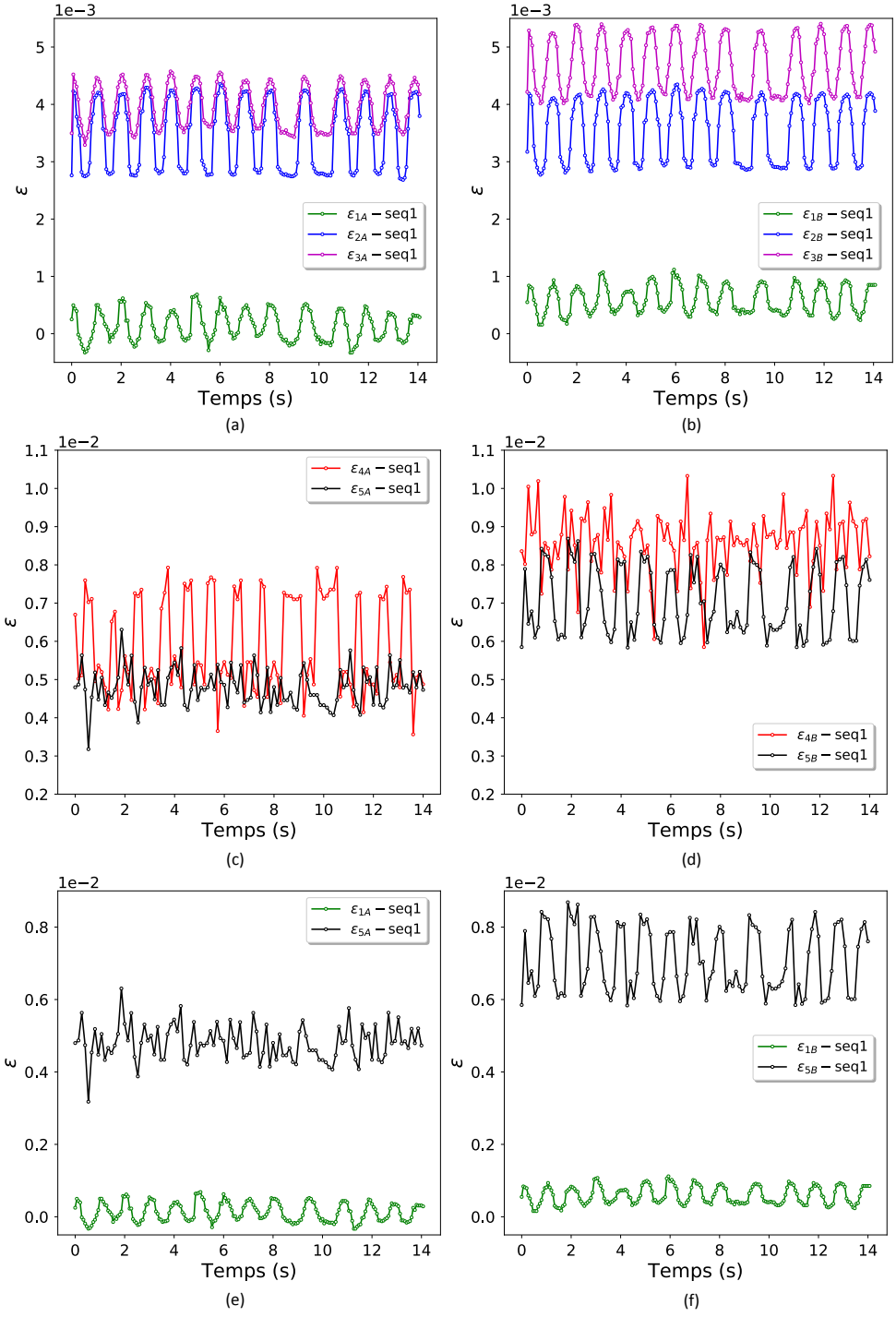


Figure 3.43 – *Évolution des déformations mesurées sur l'éprouvette SB08 pendant la première séquence à effort imposé en équibiaxial : par les marqueurs à 30 mm, 50 mm et 70 mm (a) selon l'axe A et (b) selon l'axe B, dans les bras de l'éprouvette (c) selon l'axe A et (d) selon l'axe B et superposition des déformations mesurées aux bras et au centre de l'éprouvette selon les axes (e) A et (f) B*

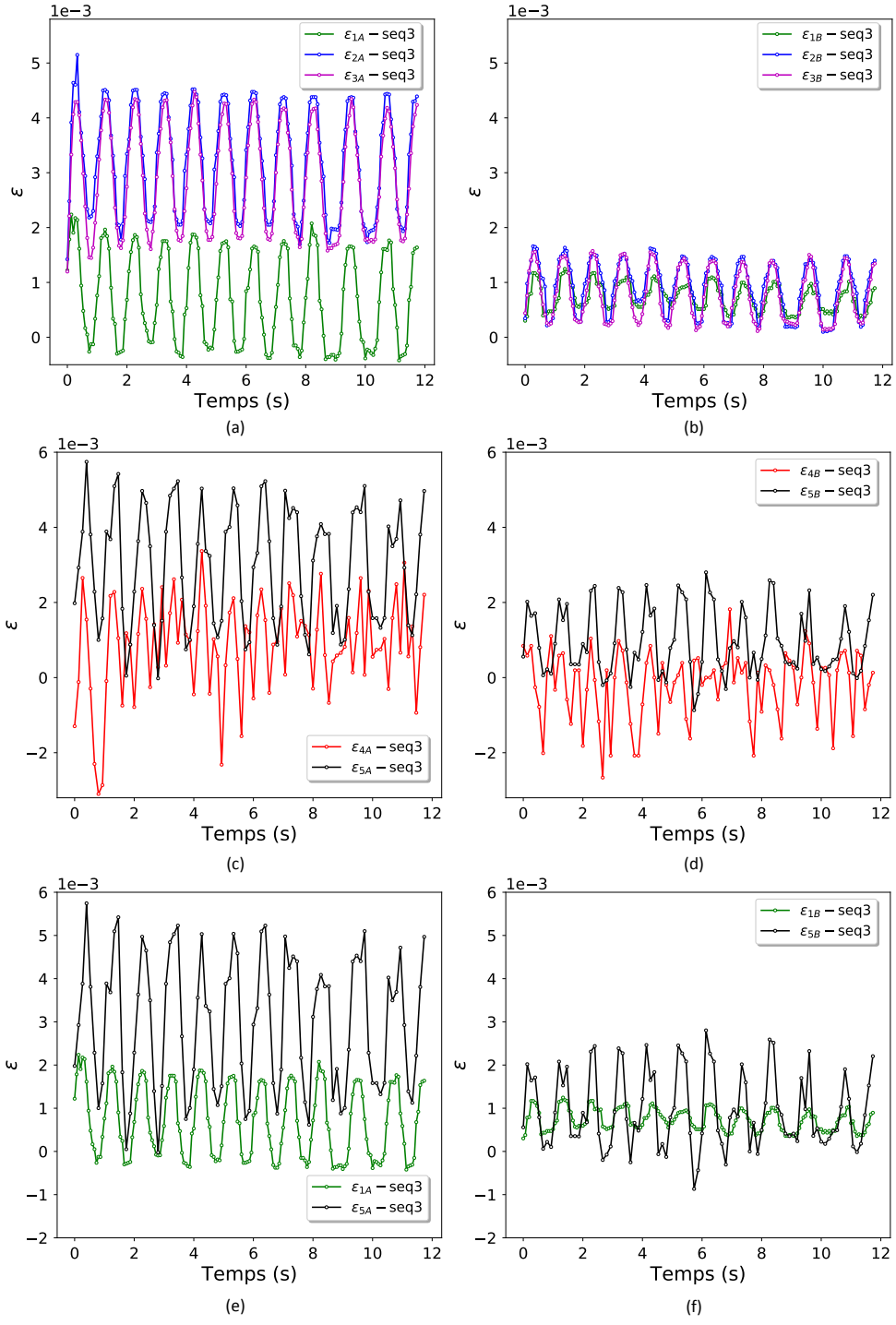


Figure 3.44 – *Évolution des déformations mesurées sur l'éprouvette SB08 pendant la troisième séquence à déplacement LVDT imposé en cisaillement macroscopique : par les marqueurs à 30 mm, 50 mm et 70 mm (a) selon l'axe A et (b) selon l'axe B, dans les bras de l'éprouvette (c) selon l'axe A et (d) selon l'axe B et superposition des déformations mesurées aux bras et au centre de l'éprouvette selon les axes (e) A et (f) B*

3.6 Principe de mesure de la longueur de fissure et de la vitesse de fissuration

Le suivi de la propagation de fissure est réalisé à l'aide d'un microscope optique numérique comme présenté dans le paragraphe 3.2.3. La détermination du chemin de fissuration et de la vitesse de propagation de fissure est effectuée en se basant sur les images issues de cette méthode. Ces images ont été aussi utilisées pour la caractérisation microscopique de la fissuration qui sera présentée dans le chapitre suivant.

Nous présentons dans ce paragraphe, les hypothèses proposées et appliquées, dans le cas biaxial, pour mesurer la longueur de fissure et déterminer la vitesse de propagation de fissure.

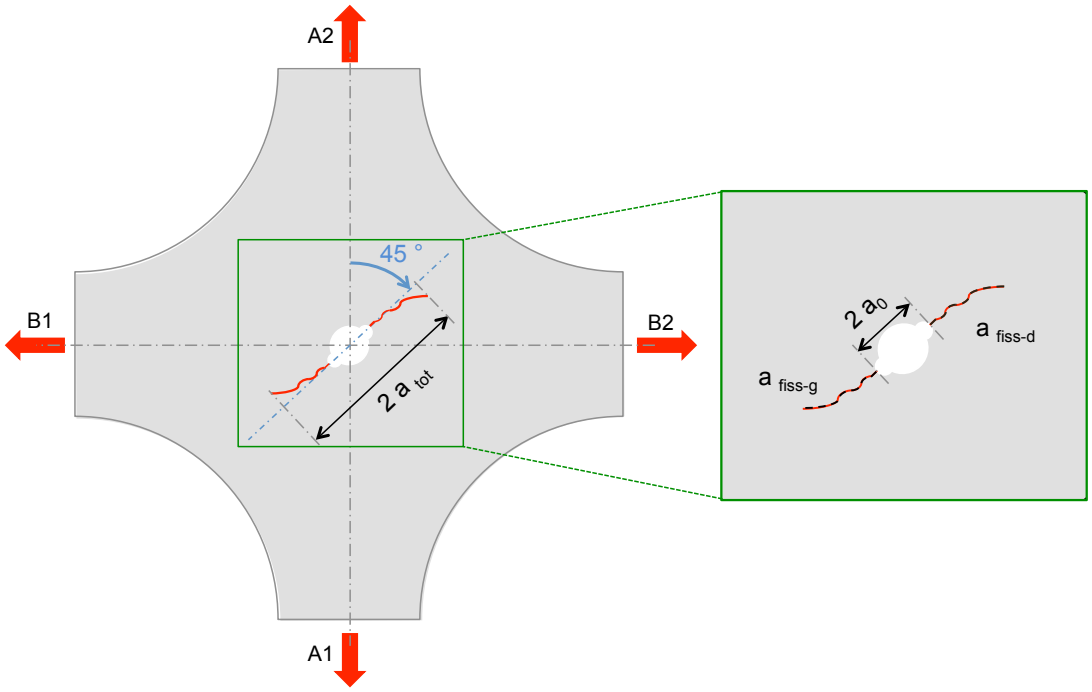


Figure 3.45 – *Schéma de mesure de la longueur de fissure sur une éprouvette cruciforme*

Afin de tenir compte de la bifurcation de la fissure pendant le chargement, nous choisissons de mesurer la longueur curviligne de la fissure et non pas la longueur projetée sur l'axe de propagation. La composante curviligne de la fissure est représentée en pointillé noir et rouge dans la figure 3.45.
La longueur ($2\ a_{tot}$) englobe les deux parties de la fissure : droite (a_{fiss_d}) et gauche (a_{fiss_g}). Cette mesure comprend la longueur totale de l'entaille et du diamètre du trou central ($2\ a_0$), (Figure 3.45), et est calculée selon l'équation 3.4.

$$2\ a_{tot} = 2\ a_0 + a_{fiss_d} + a_{fiss_g} \tag{3.4}$$

Par ailleurs, pour calculer la valeur moyenne de la longueur fissurée (a_{fiss}), il suffit de ne

150

prendre en compte ni la longueur de l'entaille ni le diamètre du trou central (Équation 3.5).

$$a_{fiss} = \frac{(a_{fiss_d} + a_{fiss_g})}{2} \tag{3.5}$$

La longueur totale de fissure (a_{tot}) représente la moyenne entre les deux parties droite et gauche en rajoutant la demi-longueur de l'entaille et le rayon du trou central (Équation 3.6).

$$a_{tot} = a_0 + \frac{(a_{fiss_d} + a_{fiss_g})}{2} \tag{3.6}$$

Pour des raisons de simplification, la longueur totale moyenne de la fissure a_{tot} sera notée a.

En se basant sur la courbe de fissuration $a = f(N)$, une mesure de la vitesse de propagation de fissure peut être déduite. Le principe est de déterminer cette vitesse en fixant un incrément de longueur de fissure Δa constant et de déterminer l'incrément de nombre de cycles associé ΔN. C'est-à-dire qu'on fait l'approximation :

$$\frac{da}{dN} \simeq \frac{\Delta a}{\Delta N} \tag{3.7}$$

Cette approximation a été utilisée et validée sur la même géométrie d'éprouvettes cruciformes [Wang, 2013] et sur des éprouvettes cruciformes de plus petites dimensions [Abecassis, 2017].

L'incrément de longueur de fissure est fixé constant pendant la détermination de la vitesse, l'influence de ce paramètre Δa a été testée. Elle conduit à différentes évolutions de la vitesse en fonction de la longueur de fissure. En effet, plus cet incrément est grand, moins la courbe présentera de sensibilité. Cependant, il ne faut pas non plus dépasser une certaine longueur afin de visualiser les points marquants de cette évolution. Le choix de Δa dépend essentiellement de l'ordre de grandeur de l'avancée de la fissure pendant le chargement.

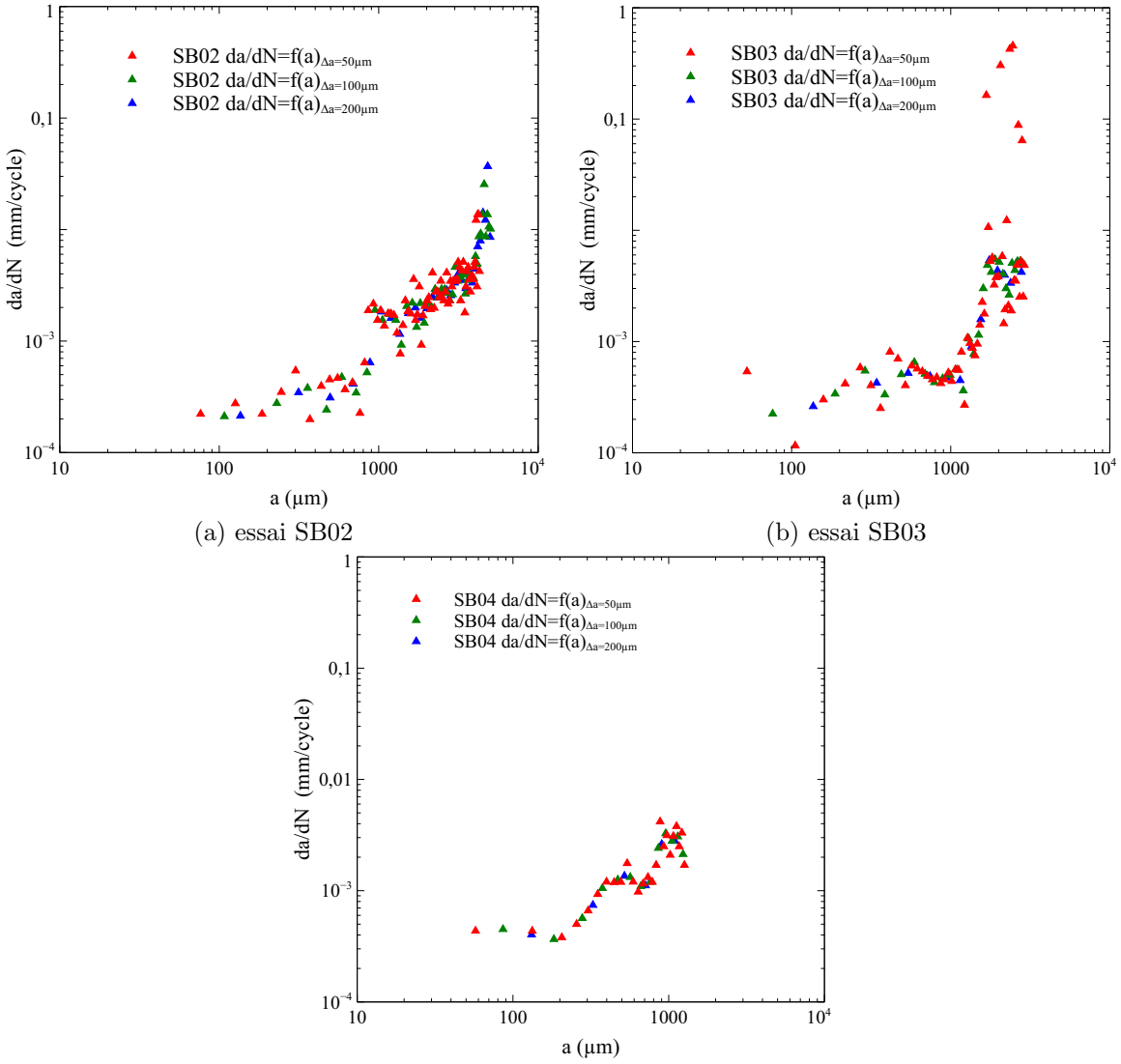
Afin de choisir la valeur optimale pour notre étude, une analyse de sensibilité a été effectuée sur trois essais biaxiaux de chargement séquentiel différents (Figure 3.46).

Compte tenu des longueurs de fissures étudiées, trois incréments Δa ont été choisis : 50, 100 et 200 μm.

Pour les trois essais, nous obtenons la même allure et le même ordre de grandeur de la vitesse de propagation en utilisant les trois incréments. Sur la figure 3.46, on observe une oscillation très forte de la vitesse pour l'essai SB02 lorsque a $>$ 1 mm. Ceci est corrigé en utilisant Δa= 200 μm.

Par la suite, toutes les vitesses présentées dans ce manuscrit sont déduites à l'aide d'un incrément Δa= 200 μm. En revanche, afin d'obtenir une meilleure représentation pour les séquences de chargement où la fissure est courte, typiquement pour $a < 200$ à 300 μm, nous avons choisi un incrément Δa= 50 μm.

151



(a) essai SB02 (b) essai SB03

(c) essai SB04

Figure 3.46 – *Influence de la valeur de l'incrément Δa sur l'évolution de la vitesse de propagation de fissure pour les essais (a) SB02, (b) SB03 et (c) SB04*

3.7 Synthèse

Un dispositif expérimental de chauffage adapté à des éprouvettes cruciformes en fatigue a été développé pour pouvoir obtenir les chargements souhaités et suivre la propagation de fissure et les champs de température pour des conditions de fatigue biaxiale à haute température. Les difficultés expérimentales et l'originalité des solutions proposées ont été exposées dans ce chapitre. Des développements ont été réalisés au niveau du banc d'essai. Afin d'identifier et de résoudre le désalignement existant entre les plans des quatre vérins de la machine, une étude sur l'alignement des vérins a été menée (cf Annexe B). Cette étude a été réalisée à l'aide de la stéréo-corrélation d'images. De plus, des modifications au niveau de l'asservissement de la machine biaxiale ont été également effectuées. La réponse des capteurs LVDT a été testée et vérifiée à haute température avant de mener la campagne biaxiale.

Le chauffage de la zone utile de l'éprouvette constituait une étude en soi comprenant toutes les étapes en allant de la conception jusqu'à la fabrication et la mise en place du matériel. Plusieurs paramètres ont été étudiés dans cette étude thermique afin de mettre en valeur leur impact sur l'efficacité du chauffage. L'objectif visé d'un champs de température homogène dans la zone de propagation est atteint. Des axes d'amélioration sont proposés tels que le chauffage avec un inducteur de diamètre plus petit. Comme indiqué dans le chapitre, avec les deux diamètres testés, la température au niveau des bras de l'éprouvette est de l'ordre de grandeur de la température d'apparition du PLC.

Plusieurs mouchetis ont été testés dans les conditions thermiques appliquées lors d'un essai biaxial. Nous avons essayé d'appliquer la stéréo-corrélation afin de mesurer les champs de déplacement au sein de la zone utile de l'éprouvette. Aucun mouchetis testé n'a résisté à la haute température et au temps d'exposition. Cela nous a contraint à utiliser à la mesure locale du déplacement par suivi de marqueurs. Cette méthode présentée dans ce chapitre a bien fonctionné et nous servira comme référence pour effectuer une analyse par éléments finis dans les conditions de l'étude.

Enfin, le dernier point présenté dans ce chapitre est la méthode de mesure de la longueur de la fissure et par suite de la vitesse de propagation. Rappelons que nous nous intéressons à ces deux résultats afin d'étudier l'influence des conditions de chargement. L'étude de la fissuration sera présentée dans le chapitre suivant.

Chapitre 4

Caractérisation de la propagation de fissure en conditions de fatigue biaxiale à haute température

Ce chapitre présente les résultats de propagation de fissure en conditions multiaxiales. Nous nous intéressons en premier lieu à la caractérisation macroscopique de la fissuration dans les conditions de l'étude sous chargement biaxial d'abord à effort imposé puis à effort/déplacement LVDT imposé. Pour ce faire, deux cas de figure seront présentés en détails. Des observations micrographiques et fractographiques ont été effectuées in situ et post-mortem. Ces résultats vont servir à la fois à caractériser la fissuration du matériau en fatigue oligocyclique à haute température mais aussi à déterminer la vitesse de propagation de fissure sous différentes conditions de sollicitation.

Sommaire

4.1 Conditions de chargement **159**
4.1.1 Conditions de chargement appliquées en effort imposé : essai SB01 159
4.1.2 Conditions de chargement appliquées à LVDT imposé : essai SB03 160
4.2 Propagation et vitesse de propagation de fissures **161**
4.2.1 Propagation de fissure à effort imposé : essai SB01 161
4.2.2 Propagation de fissure à LVDT imposé : essai SB03 163
4.2.3 Synthèse des essais 165
4.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure **169**
4.3.1 Amorçage et propagation de fissure 169
4.3.2 Bifurcation de fissure 181
4.3.3 Déversement de fissure 184
4.3.4 Effet de la fissuration sur l'état de surface : mesure de la surface de fissure par profilomètrie 3D 187
4.3.5 Fissures face inducteur et face observée 189
4.4 Mécanismes de propagation de fissure **192**
4.4.1 Observations en surface 192
4.4.2 Observations fractographique 197
4.5 Synthèse **208**

4.1 Conditions de chargement

La méthodologie expérimentale a été détaillée précédemment (Chapitre 3), nous rappelons ici le cas de deux conditions distinctes :

- à effort imposé sur l'ensemble des séquences d'essai, cas SB01,
- à effort puis déplacement LVDT imposé, cas SB03.

4.1.1 Conditions de chargement appliquées en effort imposé : essai SB01

Nous détaillons ici, l'essai à effort imposé sur l'ensemble des séquences où nous modifions le taux de biaxialité d'une séquence à l'autre : cas de l'essai SB01. L'essai SB02 a été conduit suivant le même protocole.

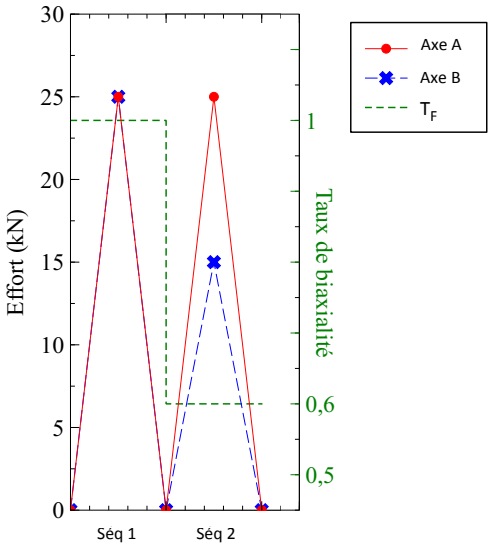


Figure 4.1 – *Schéma du chargement imposé pendant l'essai SB01*

Le chargement de fatigue est schématisé sur la figure 4.1. L'évolution de l'effort imposé (F) en fonction du déplacement mesuré (U) pour les axes A et B durant l'essai SB01 est présentée sur la figure 3.29 dans le chapitre 3.

Deux séquences de chargement ont été réalisées sur l'éprouvette SB01 en changeant le taux de biaxialité T_F. Les conditions de chargement ainsi que la longueur de propagation de fissure pendant cet essai sont présentées dans le tableau 4.1.

159

Table 4.1 – *Conditions de chargement et longueur de fissure propagée durant l'essai SB01*

Séquence de chargement	ΔF_A (kN)	ΔF_B (kN)	Taux de biaxialité T_F	rapport de charge R_F	a_{fiss} * (μm)
1	25	25	1	0	1100
2	25	15	0.6	0	1450

* longueur moyenne de la fissure propagée pendant une séquence

4.1.2 Conditions de chargement appliquées à LVDT imposé : essai SB03

Les conditions d'essais sont similaires pour les essais SB03 à SB08 inclus (à l'exception de SB06 où toutes les séquences sont à déplacement LVDT imposé) : il s'agit d'appliquer une première séquence à effort imposé pour l'amorçage de fissure, puis une ou plusieurs séquences à déplacement LVDT imposés en alternance : nous décrivons ici en détail le cas de l'essai SB03.

L'essai SB03 est composé de trois séquences de chargement comme schématisé dans la figure 4.2 et présenté dans le tableau 4.2. Les évolutions de l'effort en fonction des déplacements vérins U et des déplacements $LVDT$ pour les deux axes A et B sont présentées sur les figures 3.35 et 3.36 du chapitre 3.

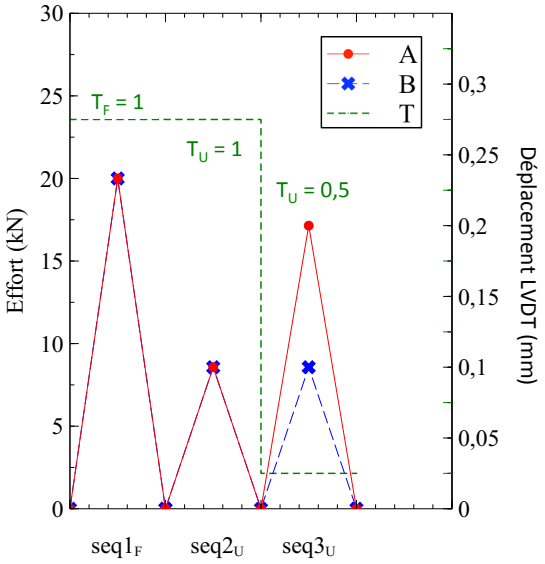


Figure 4.2 – *Schéma du chargement imposé pendant l'essai SB03*

160

Table 4.2 – *Conditions de chargement et longueur de fissure propagée durant l'essai SB03*

Séquence de chargement	axe A	axe B	$T_{F,U}$	R_F	a_{fiss} * (μm)
1- F imposé	20 kN	20 kN	1	0	370
2- LVDT imposé	0.1 mm F_{minA} = -8 kN F_{maxA} = 20 kN	0.1 mm F_{minB} = -5 kN F_{maxB} = 20 kN	1	< 0	1100
3- LVDT imposé	0.2 mm F_{minA} = -20 kN F_{maxA} = 20 kN	0.1 mm F_{minB} = -8 kN F_{maxB} = 20 kN	0.5	< 0	1400

*longueur moyenne de la fissure propagée pendant la séquence

4.2 Propagation et vitesse de propagation de fissures

4.2.1 Propagation de fissure à effort imposé : essai SB01

Pour analyser la propagation de fissure, nous allons considérer trois types de mesures de longueur de fissure : les longueurs a_{fiss-g} (en bleu) et a_{fiss-d} (en vert) correspondant respectivement aux parties gauche et droite de la fissure globale, mesurées en appliquant la méthode présentée sur la figure 3.45 du chapitre précédent, ainsi que la longueur moyenne (en rouge) telle que définie dans le paragraphe 3.6 du chapitre 3. La figure 4.3 présente l'évolution de trois mesures de longueurs curvilignes de la fissure propagée (a_{fiss}) en fonction du nombre de cycles (N) de l'essai SB01.

161

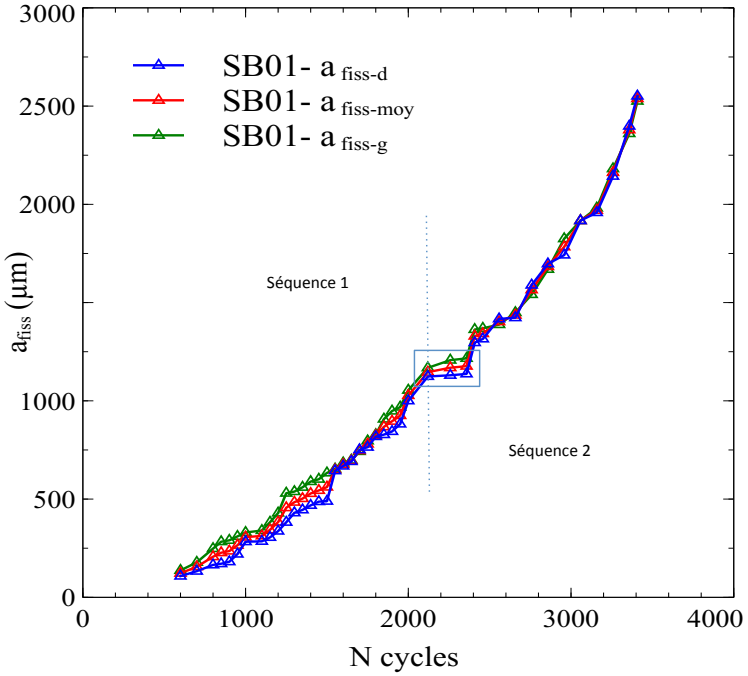


Figure 4.3 – *Évolution de la longueur de la fissure propagée a_{fiss} en fonction du nombre de cycles N pour l'essai SB01*

On constate que les deux évolutions sont proches (courbes verte et bleue sur la figure 4.3). À la fin de l'essai, l'écart de la longueur de fissure propagée, de part et d'autre du centre de l'éprouvette, est inférieure à 90 μm, la longueur moyenne ($a_{fiss-moy}$) peut donc être considérée comme une grandeur représentative de la propagation de fissure.

La courbe de fissuration $a_{fiss-moy} = f(N)$ (en trait rouge sur la figure 4.3) présente une modification de la pente au moment du changement de la séquence du chargement. De plus, à cet instant, un palier est observé sur les trois courbes (zone encadrée en bleue dans la figure 4.3). En effet, la fissure se propage plus lentement au début du changement de taux de biaxialité ($T_F = 0.6$, Tableau 4.1).
Au changement de la séquence du chargement, il est à noter qu'une courbe "enveloppe"* est appliquée pour l'effort imposé afin d'éviter un réamorçage à partir de l'entaille ; il peut partiellement expliquer l'apparition de ce plateau de vitesse. Toutefois, ce palier étant étendu sur une centaine de cycles (Figure 4.3), un effet de type fissure courte peut également participer à cet effet sans doute associé.

∗. augmentation progressive de la sollicitation imposée sur un nombre de cycles définis

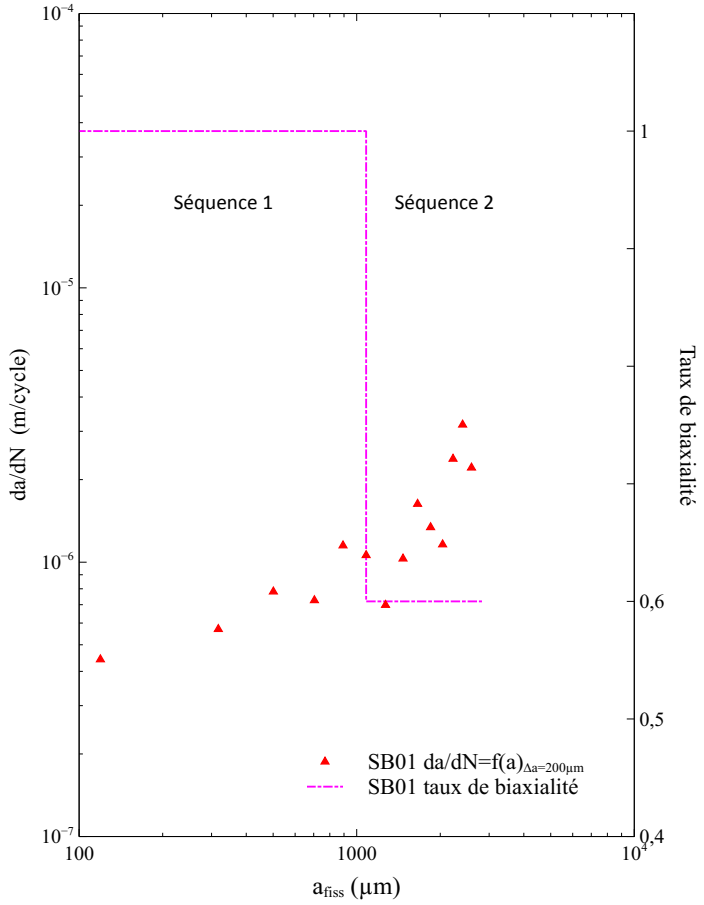


Figure 4.4 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB01*

En se basant sur la méthode proposée pour la détermination de la vitesse de propagation de fissure (Équation 3.5 au chapitre 3), on peut tracer l'évolution de la vitesse de propagation de fissure au cours de l'essai (Figure 4.4) à partir de la figure 4.3.
La courbe de fissuration $\frac{da}{dN} = f(a_{fiss-moy})$ (Figure 4.4) présente également deux allures différentes. Pendant la phase de cisaillement, on observe une nette accélération de la vitesse de propagation comparée à celle observée pendant le chargement équibiaxial. Si on s'intéresse au moment du changement de la sollicitation mécanique, (palier observé sur la courbe $a_{fiss-moy} = f(N)$ Figure 4.3), nous remarquons une diminution de la vitesse de propagation de fissure.

4.2.2 Propagation de fissure à LVDT imposé : essai SB03

La figure 4.5 illustre l'évolution des trois mesures de longueurs de fissures propagées (droite, gauche et moyenne) en fonction du nombre de cycles de l'essai SB03.
On constate qu'à la fin de l'essai, la fissure du côté gauche (courbe verte) est un peu plus courte que la fissure droite (courbe bleue). Ce résultat a été aussi constaté pour l'essai SB01 qui s'est déroulée sous des conditions de chargement et de chauffage différentes.

L'écart moyen entre les parties gauche et droite de la fissure principale est assez faible ($0 < \Delta a_{fiss} < 90$ μm). Ceci nous permet à nouveau de considérer la longueur moyenne ($a_{fiss-moy}$) comme grandeur représentative de la propagation de fissure.

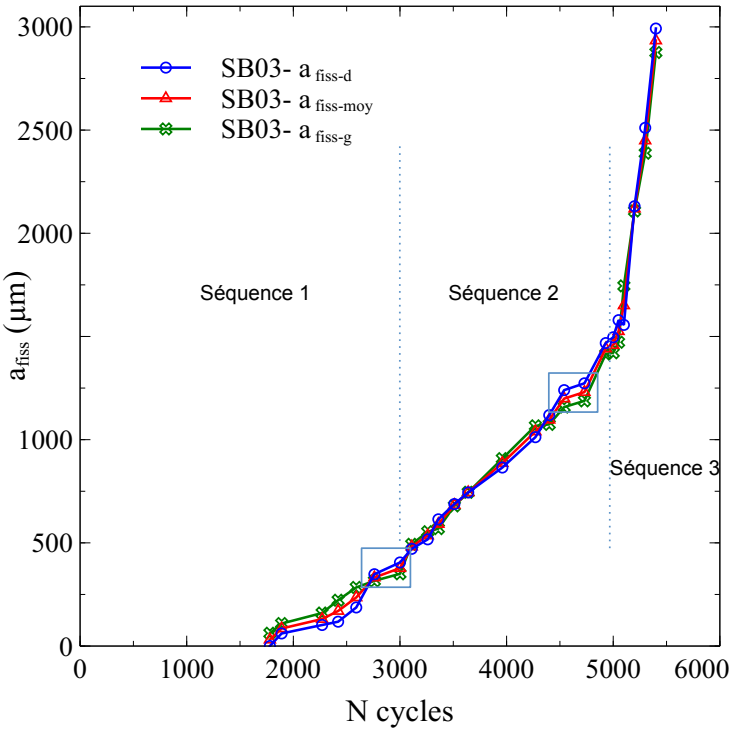


Figure 4.5 – *Évolution de la longueur de fissure propagée a_{fiss} en fonction du nombre de cycles N pour l'essai SB03*

Pour cet essai, nous arrivons à distinguer la fissure sur les photographies lorsque sa longueur moyenne est de 30 μm à N = 1780 cycles, le chargement équibiaxial à effort imposé est alors de 20 kN sur les deux axes. À partir de là, la fissure principale se propage de part et d'autre de la zone centrale de l'éprouvette. La courbe de fissuration $a = f(N)$ présente systématiquement un changement de pente à chaque changement de séquence.

De plus, nous observons la présence de deux "paliers" de propagation de fissure (points encadrés sur la Figure 4.5). Ces zones correspondent à des paliers vu l'écart important en nombre de cycles qui sépare les deux points consécutifs. Ces derniers ne correspondant pas au changement de séquence,ils sont présents pendant une même séquence. Ceci sera discuté ultérieurement en s'appuyant sur la forme du chemin de fissuration SB03.

En se basant sur la courbe de fissuration (Figure 4.5), la vitesse de propagation de fissure est calculée selon l'équation 3.7 (Chapitre 3), et est présentée dans la figure 4.6.
Pendant la première séquence de chargement, la fissure se propage de $a_{fiss-moy} = 370$ μm (Tableau 4.2). La vitesse de propagation est déterminée pour un incrément de longueur fixé à $\Delta a = 50$ μm pendant cette séquence. Pour la suite de l'essai, il est fixé à $\Delta a = 200$ μm

Trois allures différentes peuvent être distinguées sur la courbe de fissuration (Figure 4.6). La première séquence à effort imposée en équibiaxial est caractérisée par une vitesse croissante et peu élevée par rapport à la deuxième séquence à LVDT imposé en équibiaxial.

Cette deuxième séquence se distingue par une vitesse quasi-constante voire légèrement décroissante.

Dès le moment où T = 0.5 est imposé, un saut en vitesse de propagation est observé marquant ainsi la troisième séquence à LVDT imposé. Cette accélération de la vitesse de propagation de fissure est justifiée par la nature de sollicitation imposée sur l'éprouvette pendant cette troisième séquence de l'essai (Tableau 4.2). En effet, le cisaillement macroscopique imposé est régi par un niveau de chargement plus sévère et une plasticité plus importante constatée par l'ouverture des courbes d'hystérésis $F(LVDT)$ (Figure 3.35 dans le chapitre 3).

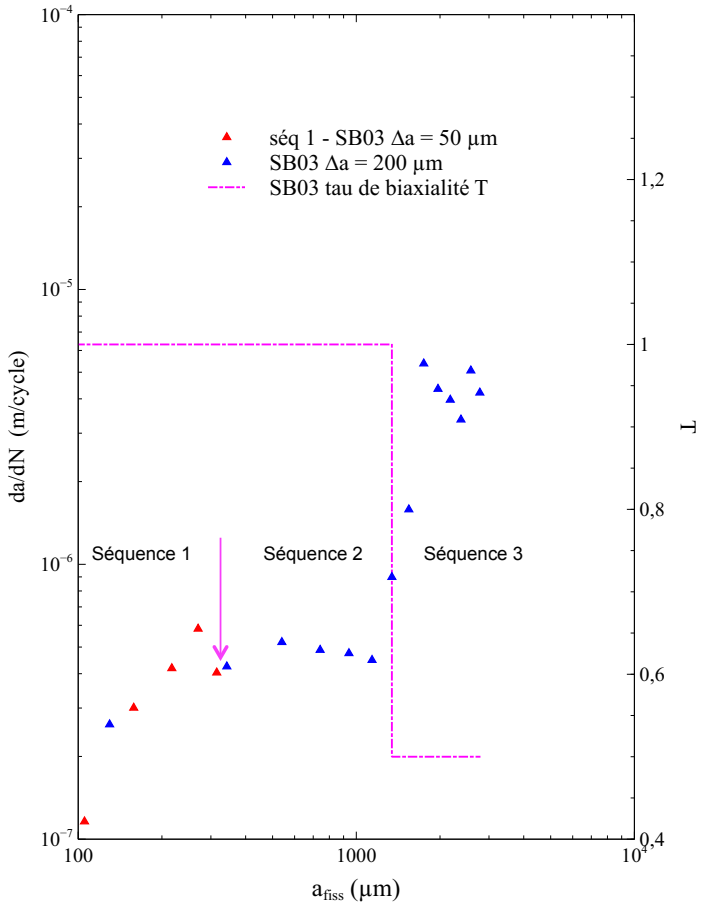


Figure 4.6 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB03*

Dans la suite de ce chapitre, afin d'alléger les écritures, nous allons noter "a" la longueur curviligne moyenne de fissure (définie par a_{tot} dans le paragraphe 3.6 du chapitre 3).

4.2.3 Synthèse des essais

Les conditions du chargement de la campagne expérimentale biaxiale sont regroupées dans le chapitre précédent : Tableau 3.2 pour les essais sur éprouvettes plates et le Tableau

165

3.3 pour les essais sur éprouvettes à cuvette.
Le tableau 4.3 résume ici les résultats de fissuration en termes de la longueur de fissure et du nombre de cycles pour chacun des essais réalisés, les courbes de fissuration $a = f(N)$ et $\frac{da}{dN} = f(a)$ tracées sur les figures 4.7 et 4.8 respectivement. Si l'on note $N_{900\mu m}$ le nombre de cycles pour atteindre une longueur curviligne moyenne de fissure propagée $a_{fiss} = 900$ μm, on constate que la valeur de $N_{900\mu m}$ est fortement sensible aux conditions de déroulement de l'essai, (Tableau 4.3).

Nous avons constaté pour les deux essais présentés dans le paragraphe 4.1 que le changement de séquence du chargement au sein d'un essai est marqué par une modification de la pente de la courbe $a = f(N)$. Ceci est observé sur tous les essais quelles que soient les conditions mécanique et thermique (Figure 4.7), Annexe H pour plus de détails sur les courbes de fissuration.

Table 4.3 – *Résultats des essais biaxiaux, longueur de fissure finale et nombre de cycles associés, nombre de cycles pour obtenir une fissure de 900 µm de longueur*

Essai	a_f (m)	N_f (cycles)	$N_{900\mu m}$ (cycles)
SB01	$3.7\ 10^{-3}$	3418	2170
SB02	$6.1\ 10^{-3}$	5445	4080
SB03	$3.7\ 10^{-3}$	5400	4500
SB04	$2.1\ 10^{-3}$	1630	1600
SB05	$7.7\ 10^{-3}$	1707	1250
SB06	$8.2\ 10^{-3}$	2571	2000
SB07	$5.1\ 10^{-3}$	1450	1200
SB08	$8.8\ 10^{-3}$	6193	5300

(a_f) : La longueur de fissure moyenne à la fin de l'essai, (N_f) : Le nombre de cycles associé
($N_{900\mu m}$) : Le nombre de cycles pour atteindre $a_{fiss} = 900$ μm

166

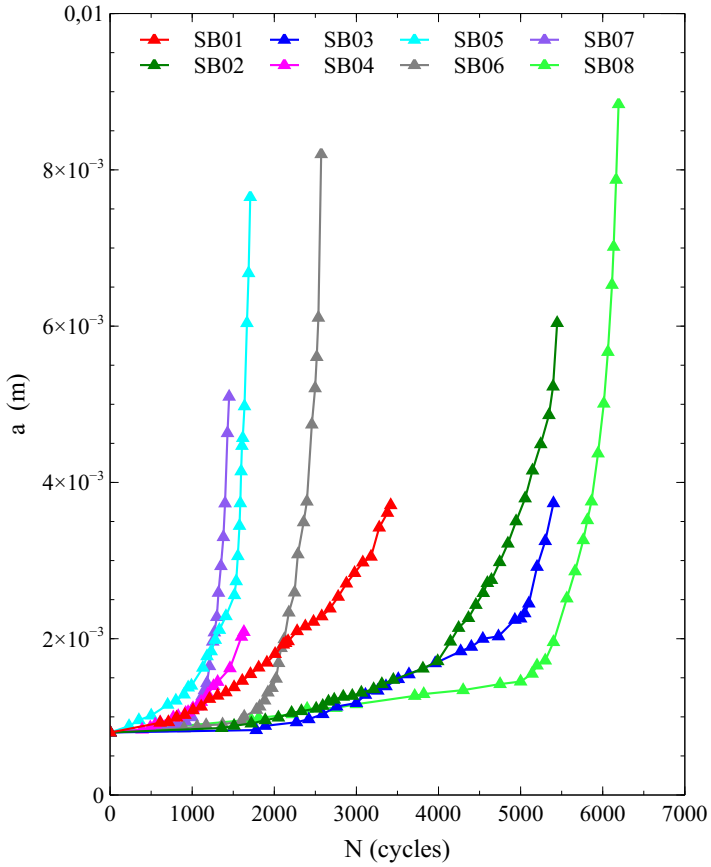


Figure 4.7 – *Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les essais biaxiaux*

Pour la plupart des essais, la fissure commence à se propager après quelques centaines de cycles. Pour certains essais, l'amorçage a lieu au bout de 1000 cycles. Ce résultat peut être lié à plusieurs facteurs tels que le niveau du chargement imposé pendant la première séquence mais aussi la compétition entre la fissure principale et les micro-fissures si elles existent. Dans ce cas, l'amorçage est contrôlé par les micro-fissures secondaires et/ou par le niveau fort ou faible du chargement imposé pendant la première séquence.

Les essais les plus longs (N > 5000 cycles) sont observés pour l'essai à effort imposé SB02 et pour l'essai SB03 sous chargement séquentiel effort/déplacement LVDT imposés (N_f dans le tableau 4.3). Cependant, il est arrivé que certaines éprouvettes flambent. Ce flambage a été mis en évidence à l'aide des images et des vidéos capturées *in situ* au cours du chargement par une défocalisation de l'image. Ceci a été observé essentiellement sur les éprouvettes à cuvette (SB05 et SB07) sous chargement à cisaillement macroscopique (T < 1). Les résultats ont été considérés valides jusqu'à l'apparition du flambage, et ces essais sont représentés jusqu'au cycle précédant le flambage.

L'évolution des vitesses de propagation de fissure en fonction de la longueur moyenne de fissure est représentée pour chacun des essais biaxiaux dans la figure 4.8.

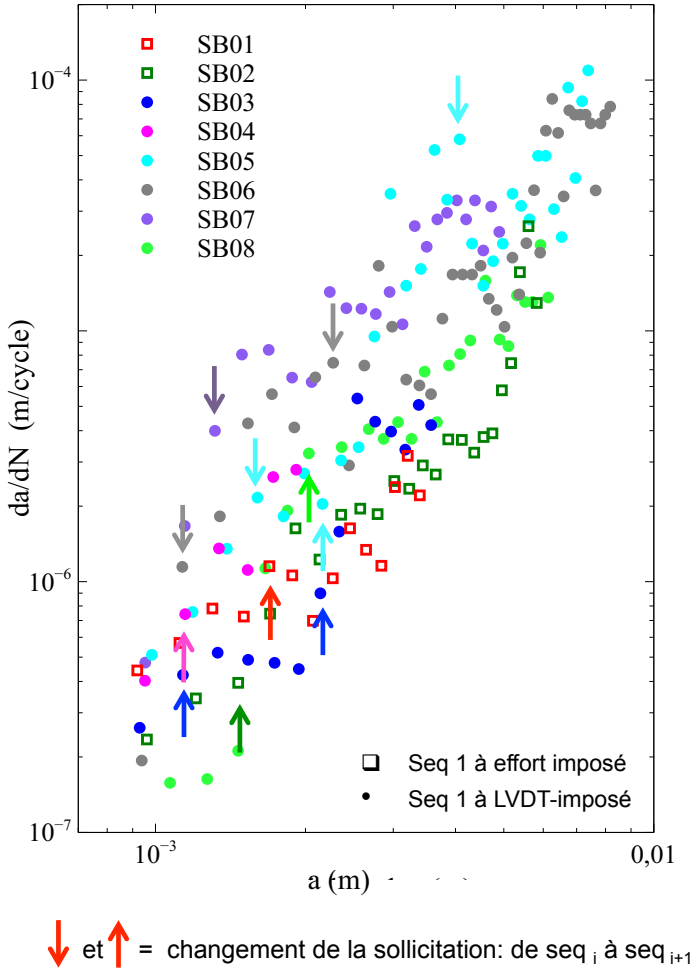


Figure 4.8 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure $\frac{da}{dN}$ en fonction de la longueur totale moyenne de fissure (a_{tot}) pour les essais biaxiaux*

Les vitesses présentent un ordre de grandeur élevé : entre 10^{-7} m/cycle et 10^{-4} m/cycle. Les vitesses les plus élevées sont atteintes généralement pour les séquences à déplacement imposé. Une augmentation du cisaillement macroscopique entraîne une augmentation de la vitesse de propagation de fissure associée, pour l'ensemble des essais réalisés dans notre étude (Figure 4.9). Ce résultat est cohérent avec le cas de la fissuration en fatigue avec changement de la direction du chargement appliqué sur des éprouvettes "round compact" en acier 1070 [Ding *et al.*, 2007].

Sur la figure 4.9, nous comparons les vitesses de fissuration obtenues lors des essais uniaxiaux (Chapitre 2) à celles des essais biaxiaux (uniaxiale en ligne continue et biaxiale avec marqueurs). Un premier aperçu permet de constater que le même ordre de grandeur en vitesse est obtenu dans les deux cas de figure. Toutefois, la longueur de fissure n'étant pas une grandeur objective pour des éprouvettes de géométrie très différentes, il est délicat de pousser plus avant une telle comparaison.

Notons toutefois que les vitesses obtenues pour les chargement équibiaxiaux

correspondent aux faibles vitesses observées pour les essais en conditions uniaxiales contrôlés en déformation jusqu'à 2 mm de longueur de fissure.

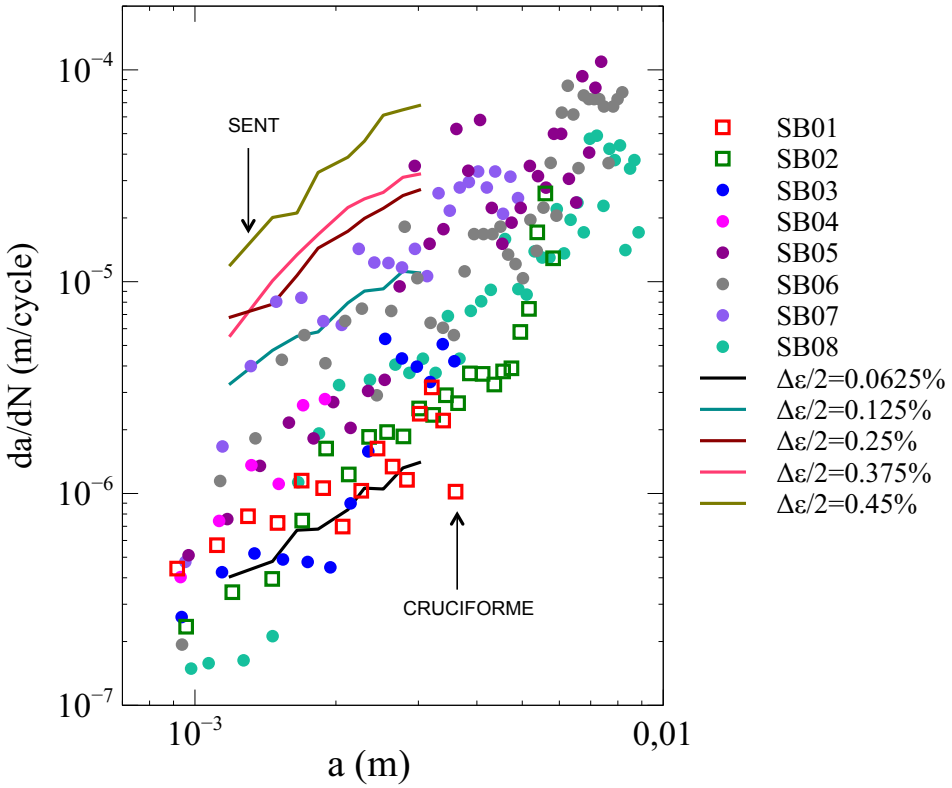


Figure 4.9 – *Comparaison des vitesses de propagation de fissure pour les essais uniaxiaux et biaxiaux*

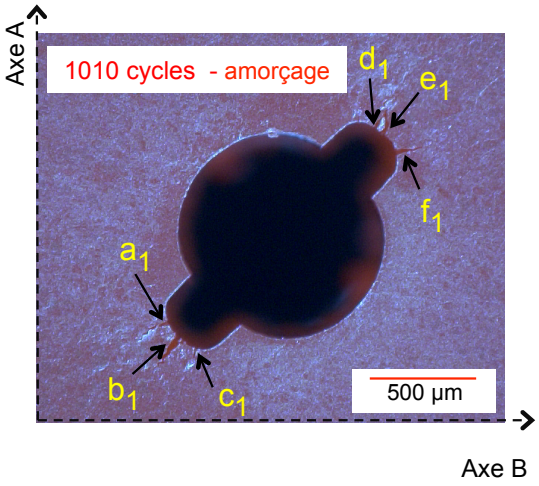
4.3 Analyse globale de la morphologie et du chemin de fissure

4.3.1 Amorçage et propagation de fissure

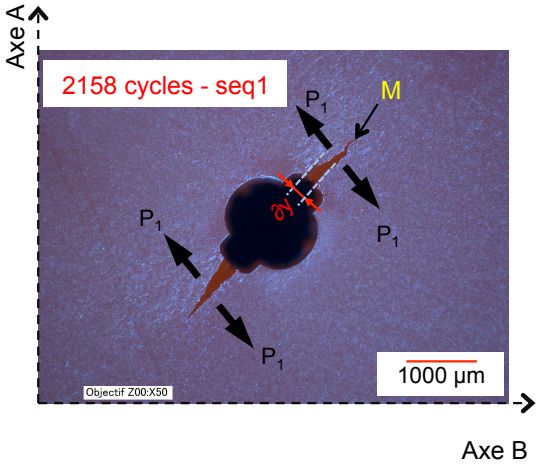
4.3.1.A Essai à effort imposé : SB01

Les observations *in situ* permettent de suivre en détail l'amorçage et la propagation de fissure pendant le chargement. Les figures 4.10.a, 4.10.b et 4.10.c présentent respectivement l'amorçage de fissure, la fin du chargement equibiaxial et la fin de l'essai.

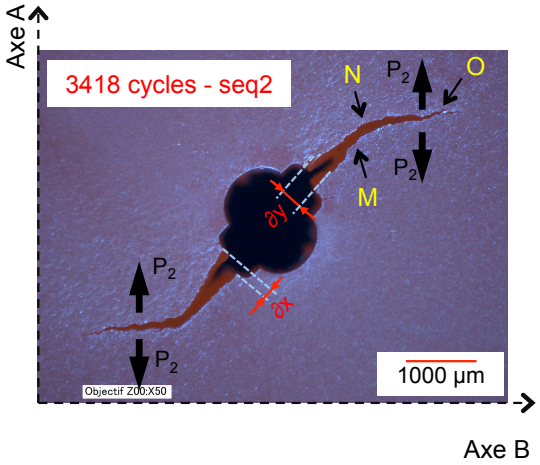
Les flèches P_1 dans la figure 4.10.b et P_2 dans la figure 4.10.c, indiquent respectivement la direction de la contrainte principale maximale, résultante entre les deux axes, pendant les première et deuxième séquences.



(a) amorçage multiple de fissures



(b) fin de la séquence à F imposé : 25 kN en équibiaxial



(c) fin de la séquence à cisaillement macroscopique

Figure 4.10 – *Observation in situ de la propagation de fissure (a) à l'amorçage, (b) à la fin de la première séquence et (c) à la fin de l'essai SB01*

On constate sur les trois figures, un contraste plutôt gris clair au voisinage des lèvres de la fissure témoignant de l'écaillage de l'oxyde du matériau. Cependant, à cause de la lumière bleue utilisée pendant l'essai, nous n'observons pas la coloration réelle vue après essai. On peut déjà faire le lien entre ces contrastes et ceux observés pour le cas uniaxial mais cela sera discuté plus loin (paragraphe 4.4.1.B).

La figure 4.10.a montre un amorçage multiple de part et d'autre de l'entaille (marqueurs a_1,b_1,...f_1 sur la Figure 4.10.a) lors du chargement équibiaxial avec une amplitude de 25 kN. À cet instant (correspondant à N = 1010 cycles), ces fissures mesurent une centaine de micromètres (150 μm en moyenne). Cependant, une seule fissure se développe (b_1 à gauche et e_1 à droite) au cours du chargement (Figure 4.10.b) selon la direction faisant une orientation de 45° par rapport aux axes de sollicitation A et B. La direction de propagation est perpendiculaire à P_1, ce qui correspond à une propagation en mode I. Pour le même

matériau, mais sur des éprouvettes uniaxiales multi-percées présentant des défauts circulaires [Salgado Goncalves, 2013], l'amorçage multiple a été observé à fort niveau de chargement en fatigue. Ce résultat a été aussi observé sur les chemins de fissures en conditions uniaxiale (Chapitre 2) pour les hauts niveaux de déformation imposée.
Nous observons, à la fin de cette séquence (Figure 4.10.b), que le chargement à effort (F) imposé a provoqué une ouverture très importante de la fissure principale.

La fissure principale moyenne propagée ($a_{fiss-moy}$) pendant cette séquence est de 1150 μm (en longueur curviligne à partir du fond de l'entaille) tandis que les fissures s'étant amorcé au début de l'essai ne se sont pas développées au delà de 150 μm environ. Ces micro-fissures sont ouvertes et on retrouve le phénomène d'écrantage des fissures observé pour le cas de chargement uniaxial. Il a été notamment constaté par la présence de réseaux de fissures à l'amorçage dans le cas de faïençage thermique qui est un cas souvent décrit comme équibiaxial [Seyedi, 2004, Malesys *et al.*, 2009, Koster *et al.*, 2008]. Dans ces études, l'endommagement a été observé dès l'amorçage et est régie par l'apparition de plusieurs micro-fissures. La zone d'écrantage est une zone déchargée mécaniquement et qui entoure chaque micro-fissure. Par conséquent, ces dernières arrêtent de se propager jusqu'à la fin de l'essai et quel que soit le niveau du chargement appliqué. Les mêmes constatations ont été notées pour des essais de fatigue isotherme sur les éprouvettes multi-percées en HAYNES® 188 [Salgado Goncalves, 2013].

171

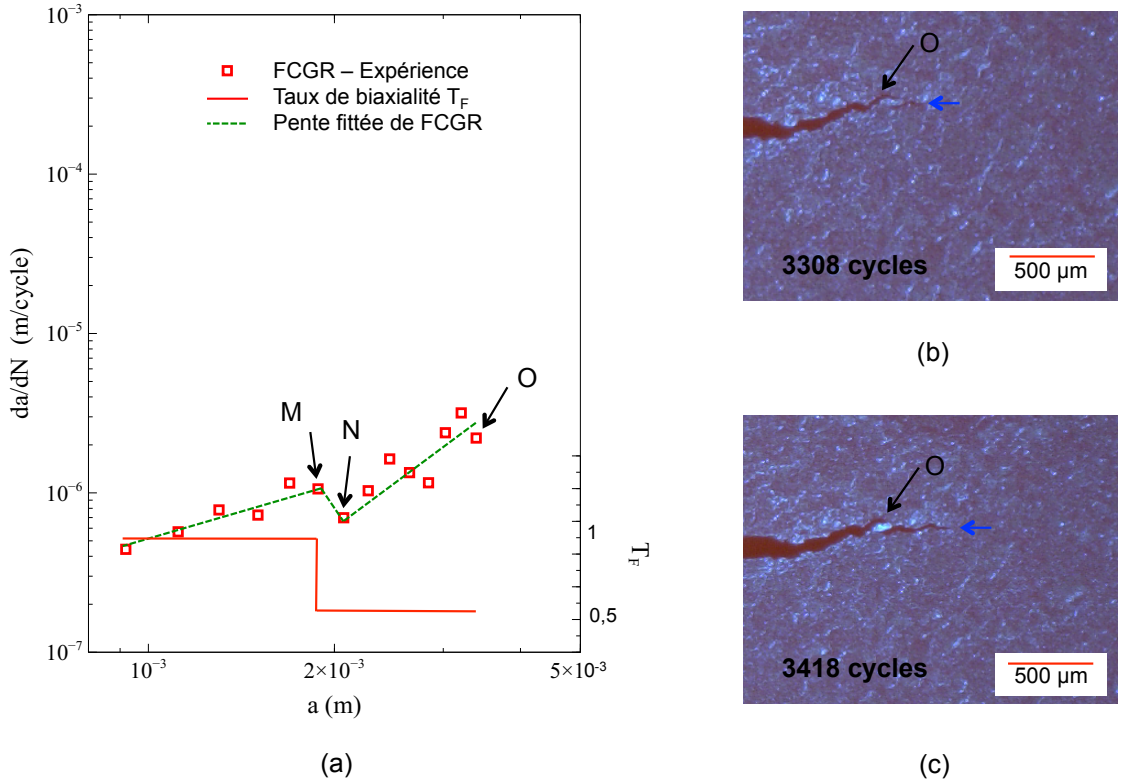


Figure 4.11 – *(a) évolution de la vitesse de propagation de fissure et du taux de biaxialité en fonction de la longueur de fissure pendant l'essai SB01, (b) et (c) observations de la zone au voisinage de la pointe de fissure à deux instants successifs au tour du point O*

Le repère "M" sur les figures 4.10.b, 4.10.c et 4.11.a indique la position de la pointe de fissure du côté droit à la fin de la première séquence. Il correspond aussi à l'instant du changement du taux de biaxialité de 1 à 0.6 pour effectuer la deuxième séquence. Le repère "N" sur les figures 4.10.c et 4.11.a correspond au premier point représentatif de la deuxième séquence sur la courbe $\left(\frac{da}{dN} = f(a)\right)$ où la fissure s'est propagée de 200 μm..

Juste après ce changement, la propagation de la fissure est caractérisée par une zone de transition (entre "M" et "N", Figure 4.10.c). Cette phase a été accompagnée par une transition progressive de la direction de propagation. On constate une diminution de la vitesse de propagation de 10^{-6} (m/cycle) au point "M" à 7. 10^{-7} (m/cycle) au point "N" (Figure 4.11.a). La fissure s'est ensuite développée dans la direction approximativement perpendiculaire à P_2. À la fin de cette deuxième séquence, la fissure principale s'est propagée de 1450 μm en longueur moyenne entre les deux côtés droite et gauche.

Le point "O" dans les figures 4.10.c, 4.11.b et 4.11.c représente la position de la pointe de la fissure principale à la fin de l'essai. On constate la présence d'une micro-fissure qui apparaît en amont de la fissure principale, représentée par la flèche bleue dans les figures 4.11.b et 4.11.c. On constate aussi que la fissure principale évolue peu entre N = 3308 cycles (Figure 4.11.b) et N = 3418 cycles (Figure 4.11.c) signe d'une diminution de la vitesse de propagation au niveau du point "O".

Pour conclure, la direction de la propagation de fissure dans cet essai a été globalement perpendiculaire à P_1 et P_2 pendant les deux séquences de chargement. La bifurcation de la fissure a été établie progressivement (entre les points "M" et "N") et suivie par un ralentissement sur la vitesse de propagation de fissure. Certains ralentissements de la vitesse ont été constatés sur la courbe $\left(\frac{da}{dN} = f(a)\right)$ à d'autres moments de l'essai. Cette diminution est observée sur une longueur de l'ordre d'une taille de grain, peut-être induite par une interaction avec la microstructure.

4.3.1.B Essai à LVDT imposé : SB03

Le suivi de la propagation de fissure de l'éprouvette cruciforme SB03 est présenté dans la figure 4.12. Ce sont les images capturées par le suivi optique à la fin de chaque séquence.

Le premier point à noter est la morphologie du chemin de fissuration : on remarque que la fissure est quasiment fermée à la fin de l'essai (Figure 4.12.c) malgré l'augmentation de son ouverture au niveau du fond d'entaille au cours de l'essai.

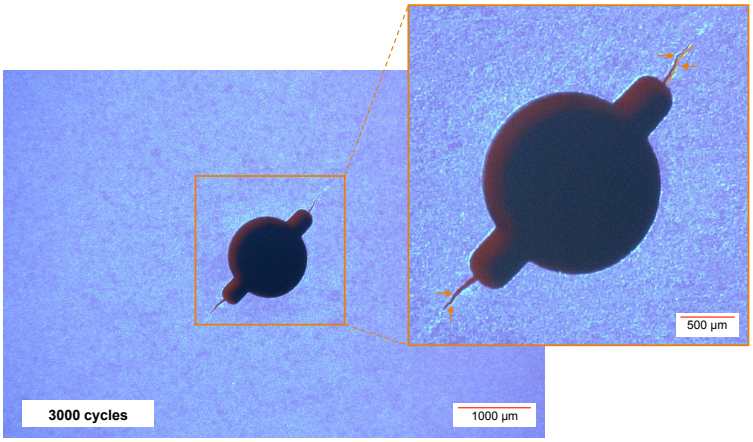
À l'amorçage, on n'observe qu'une seule fissure à partir de l'entaille. La longueur moyenne de fissure propagée est 370 μm à la fin de la première séquence de chargement. Malgré sa faible longueur, cette fissure subit une légère bifurcation à la fin de la séquence. Les détails des côtés gauche et droit sont présentés sur la figure 4.12.a. Cependant, cette bifurcation est très peu visible sur le chemin de fissure à la fin de l'essai (Figures 4.13.a, 4.13.b). La bifurcation est de 16° sur le côté droit et de 23° sur le côté gauche de la fissure principale par rapport à la direction principale au début de la séquence (Figure 4.12.a). Cette bifurcation explique l'apparition du palier observé sur la courbe de fissuration $a_{fiss-moy} = f(N)$ (Figure 4.5) pendant cette séquence de chargement.

Les lignes pointillées en orange sur la figure 4.13 indiquent la transition entre deux séquences de chargement. Pendant la deuxième séquence à déplacement LVDT imposé avec T = 1, de légères bifurcations de fissures gauche et droite sont observées sur le chemin de fissuration. Ces phénomènes peuvent justifier le ralentissement progressif mesuré sur la vitesse de propagation de la fissure pendant cette deuxième séquence de l'essai (Figure 4.6).

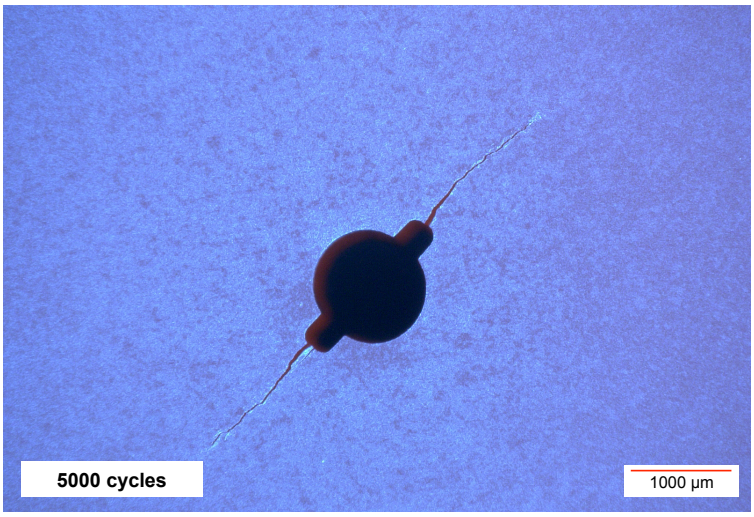
D'autre part, on constate que la direction globale de la fissure pendant la deuxième séquence, est différente de celle de la première : 10° d'écart à droite et 5° à gauche. Les deux séquences étant menées en équibiaxialité (T = 1), ceci est peut être induit par les hétérogénéités du champ de température.

La troisième séquence de chargement est caractérisée par la bifurcation imposée par le changement du taux de biaxialité à T = 0.5. Cette séquence est à déplacement LVDT imposé avec un rapport de charge $R_F < 0$.

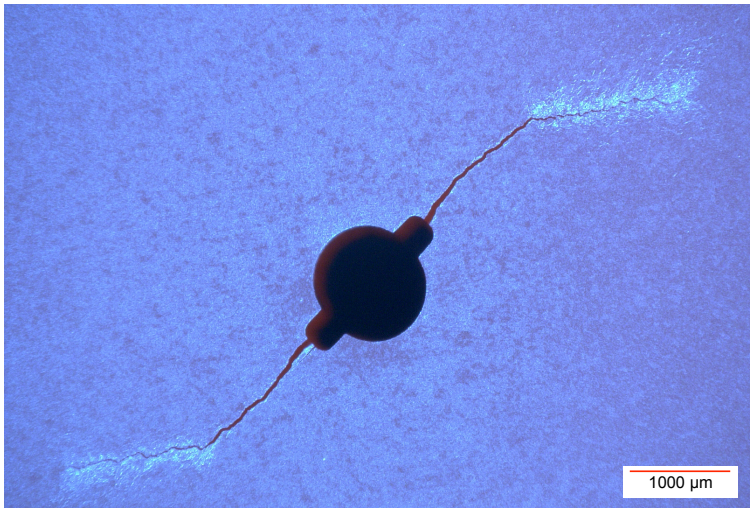
Le déplacement imposé induit un niveau d'effort élevé, supérieur à 25 kN en amplitude pour les deux axes de sollicitations (Tableau 4.2) et conduit à une forte plasticité mise en évidence par un sillage plastique accompagné par un écaillage de l'oxyde sur toute la longueur de fissure propagée pendant cette séquence (Figures 4.13.e et 4.13.f). En effet, l'écaillage d'oxydes se produit dans les zones à forte déformation plastique comme dans le cas des essais uniaxiaux (Chapitre 2).



(a) fin de la séquence à F imposé (20 kN en équibiaxial)

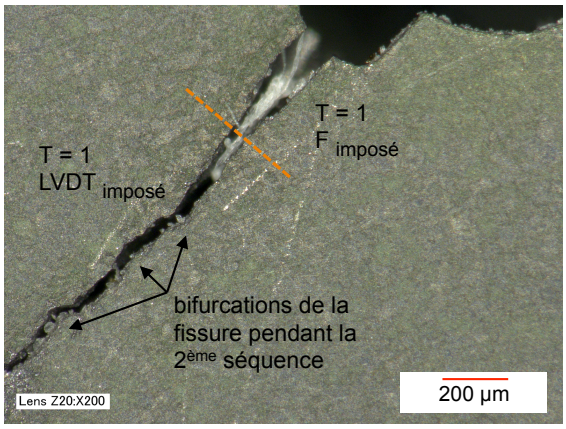


(b) fin de la séquence à LVDT imposé (0.1 mm en équibiaxial)

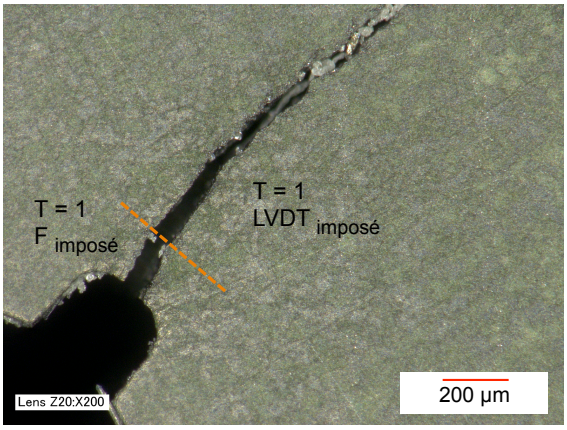


(c) fin de la séquence à LVDT imposé (T= 0.5)

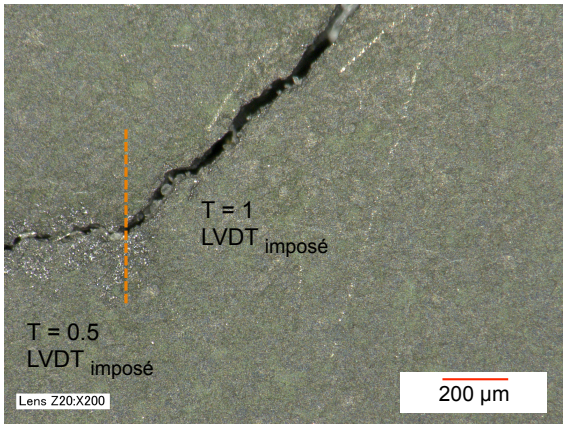
Figure 4.12 – *Suivi de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) à la fin de la deuxième séquence et (c) à la fin de l'essai SB03*



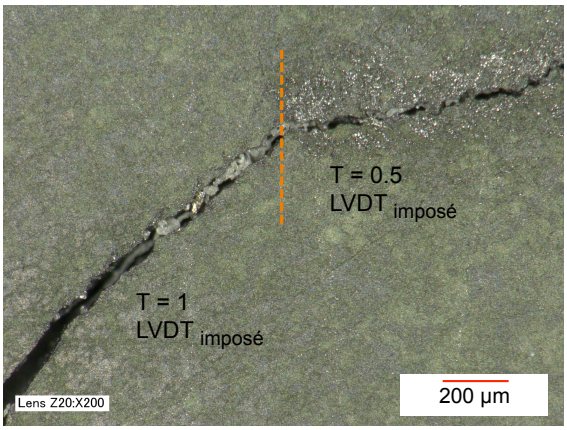
(a) Séquence 1 ⇒ séquence 2 : fissure gauche



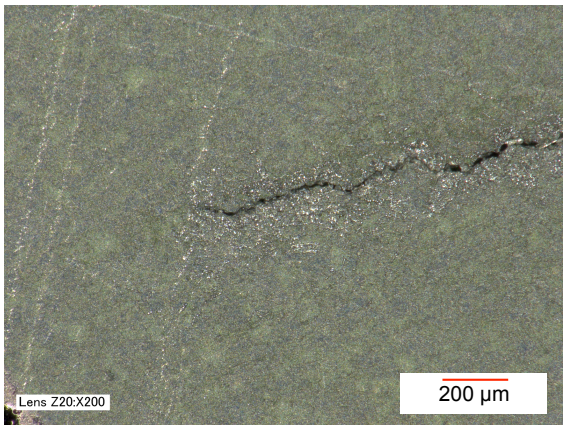
(b) Séquence 1 ⇒ séquence 2 : fissure droite



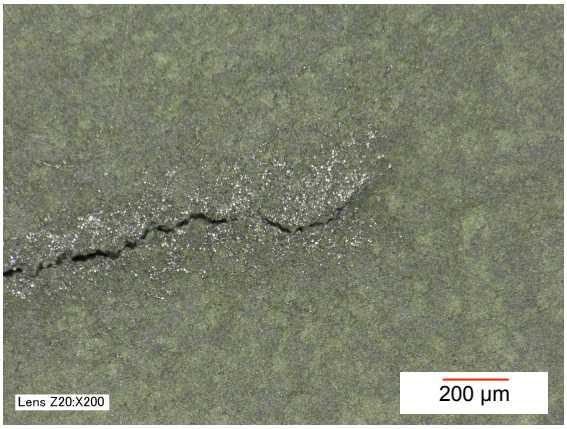
(c) Séquence 2 ⇒ séquence 3 : fissure gauche



(d) Séquence 2 ⇒ séquence 3 : fissure droite



(e) Pointe de fissure gauche



(f) Pointe de fissure droite

Figure 4.13 – *Détails de la fissure à la fin de l'essai SB03 observé à l'aide du Keyence VHX 1000 à fort grossissement*

175

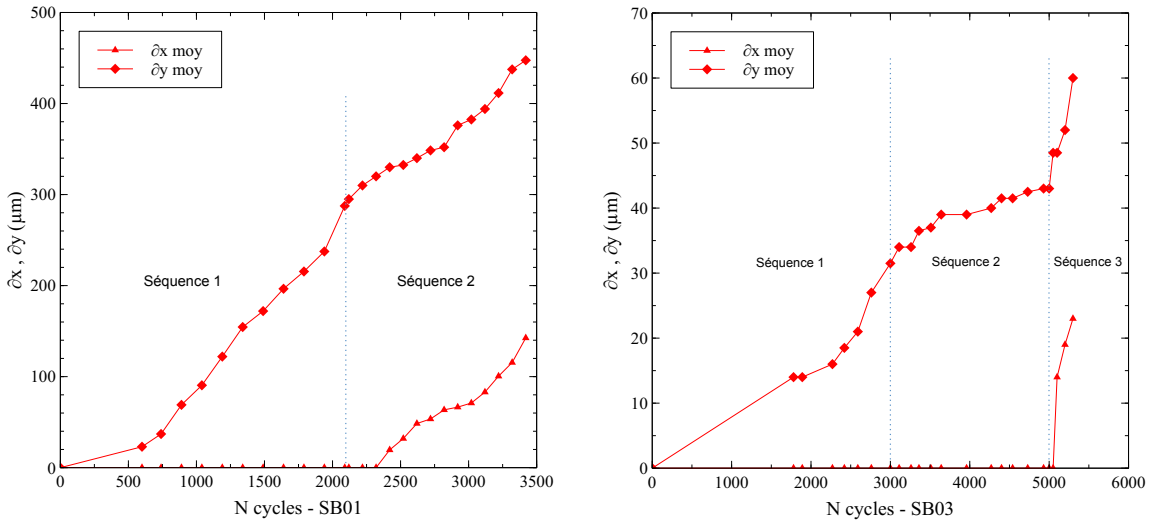
4.3.1.C Analyse de l'ouverture de fissure

Une des grandeurs d'analyse pour les essais de propagation de fissure est la mesure de l'ouverture de fissure en pointe de fissure ΔCTOD. Nous proposons ici une analyse similaire mais en se basant sur des mesures au fond d'entaille. Pour les cas effort et déplacement imposés, essais SB01 et SB03, nous nous appuyons sur les observations *in situ* présentées précédemment afin de quantifier l'ouverture de la fissure. Nous proposons de définir :

- δx : le glissement relatif entre les lèvres de la fissure mesuré au fond d'entaille, et
- δy : l'ouverture de la fissure mesurée au fond d'entaille.

Le glissement entre les lèvres de la fissure observé au niveau du trou et de l'entaille pendant l'essai montre la présence du mode II lors de la deuxième séquence (Figure 4.10.c). L'évolution de δx_{moy} en fonction du nombre de cycles de SB01 est donnée par la figure 4.14.a : cette grandeur est nulle sous chargement biaxial (T = 1) et pendant la bifurcation de la fissure, elle évolue au fur et à mesure que l'effet du cisaillement macroscopique commence à apparaitre jusqu'à atteindre $\delta x_{moy} = 150$ μm à la fin de l'essai (Figure 4.14.a).

D'autre part, le chargement étant à effort imposé à R = 0, on n'impose pas de compression (Figures 4.1). Ceci engendre une large ouverture de la fissure et aussi un cumul important de plasticité à la fin de cet essai, typique d'un rochet plastique important. L'évolution de δy en fonction du nombre de cycles de SB01, présentée sur la figure 4.14.a, montre une augmentation progressive pendant les deux séquences de chargement. L'ouverture moyenne de la fissure atteint $\delta y_{moy} = 450$ μm à la fin de l'essai. Notons que les valeurs présentées sur cette courbe ont été déterminées à partir des mesures sur les deux parties droite et gauche de la fissure principale. Les courbes détaillées sont présentées en Annexe F.



(a) SB01 (b) SB03

Figure 4.14 – *Évolution de δx_{moy} et δy_{moy} (a) pendant l'essai SB01 et (b) pendant l'essai SB03*

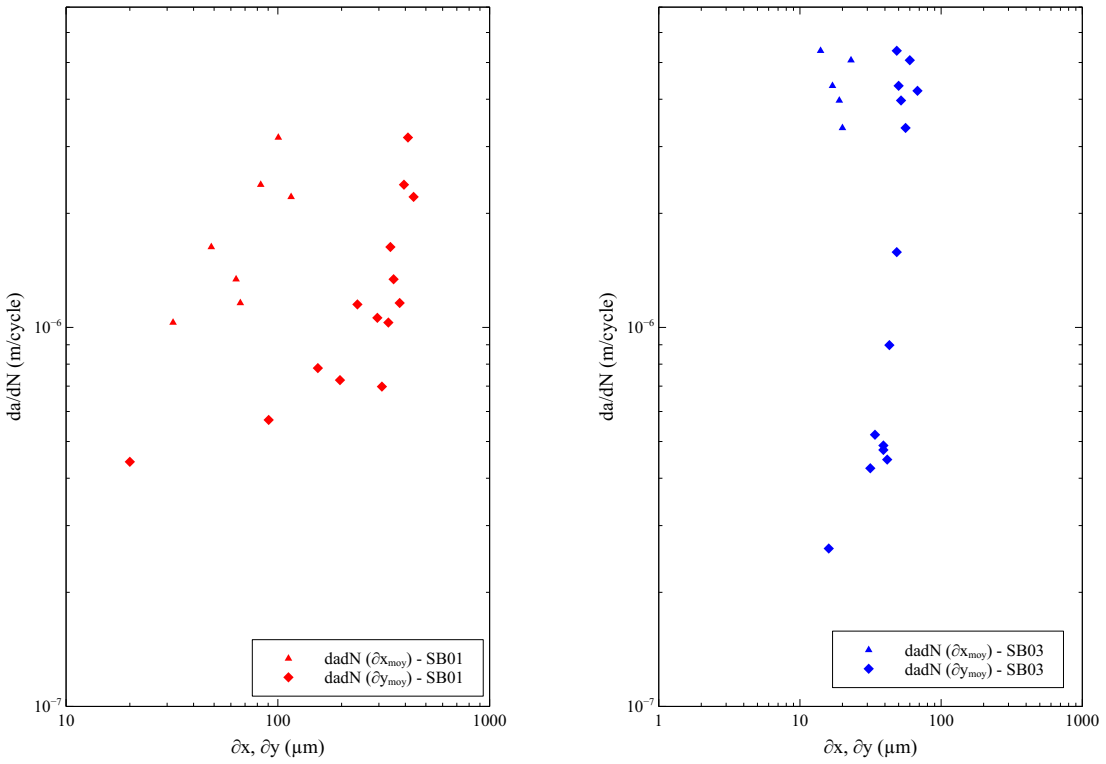
Pour SB03, l'évolution de δy_{moy} en fonction du nombre de cycles (Figure 4.14.b) est $\delta y_{moy} < 70$ μm à la fin de l'essai soit six fois plus petite que celle mesurée pour SB01 (450 μm).

Ce résultat peut être expliqué par la nature du chargement imposé : pour l'essai SB01, l'éprouvette est soumise à un effort (F) imposé qui conduit à un rochet important et donc à une forte ouverture de fissure (Figure 4.10). Cependant, pour l'essai SB03, les conditions à déplacement LVDT imposé conduisent à une ouverture de fissure "contrôlée" (Figure 4.12).

Le cisaillement appliqué a induit un écart δx_{moy} entre les deux entailles de l'ordre de 25 μm à la fin de l'essai (Figure 4.14.b), ce qui est jugé faible par rapport à celui induit par la séquence à effort imposé sur SB01 ($\delta x_{moy} < 150$ μm). Mais, si l'on compare au paramètre de l'ouverture de fissure, il reste significatif sur SB03 ($\delta y_{moy} < 70$ μm).

D'autre part, le paramètre δx_{moy} est bien égal à zéro pendant les deux séquences effectuées en équibiaxial (T = 1) et devient non nul dès l'application de T $\neq$ 1 (Figure 4.14).

L'évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction des grandeurs mesurées δx_{moy} et δy_{moy} est présentée sur la figure 4.15 pour les deux essais SB01 et SB03. Nous constatons un changement de régime à chaque modification du taux de biaxialité de T = 1 à T $\neq$ 1 et observons que la vitesse n'est pas la même pour une même ouverture mesurée en fonction des conditions de chargement.



(a) SB01 (b) SB03

Figure 4.15 – *Évolution de la vitesse de propagation en fonction de δx_{moy} et δy_{moy} (a) pendant l'essai SB01 et (b) pendant l'essai SB03*

4.3.1.D Synthèse des essais

Pour chaque essai, une première séquence a été imposée en effort (F) équibiaxial afin d'amorcer une fissure. Nous nous intéressons à présent à étudier l'effet du niveau d'effort

177

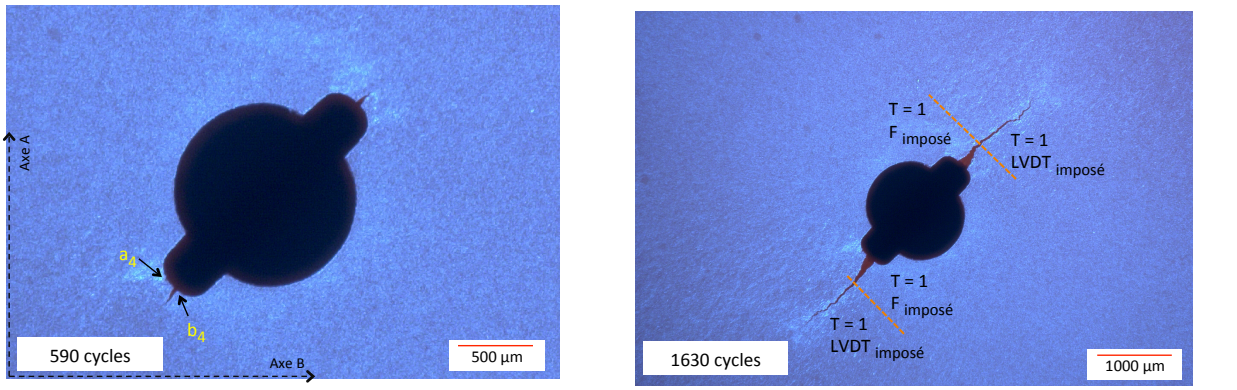
imposé sur la nature de l'amorçage.

Un amorçage multiple a été observé sous un chargement équibiaxial à 25 kN pour SB04 (marqueurs a_4 et b_4 sur la Figure 4.16.a) ainsi que pour SB01 ($F = 25\ kN$ à T = 1), Figure 4.10.a.

Cependant, pour un niveau d'effort équibiaxial de 20 kN, nous n'observons qu'une seule fissure : SB08 (Figure 4.17.a) et SB02 (Figure 4.18.a).

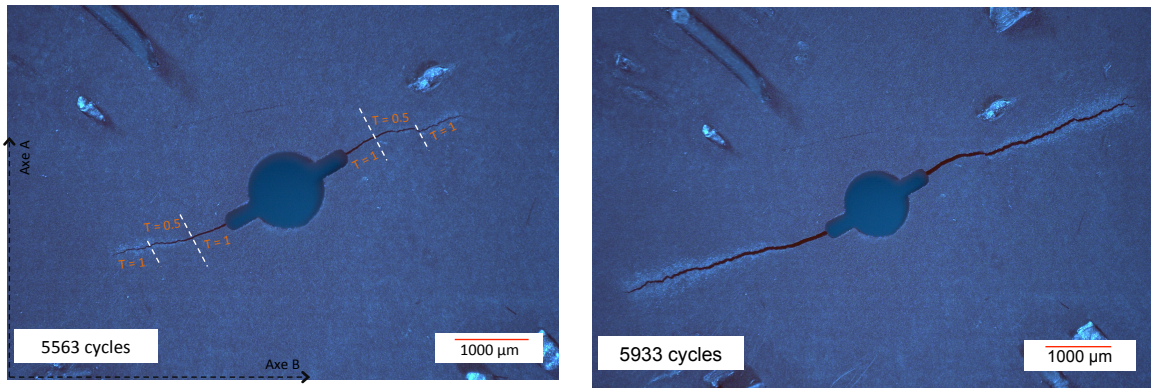
Pour l'essai SB06, nous avons imposé un déplacement LVDT (0.15 mm en équibiaxial) pendant la première séquence. L'effort équivalent à ce niveau de déplacement LVDT imposé est mesuré à 20 KN en équibiaxial. On observe sur la figure 4.19.a, qu'une seule fissure s'amorce et se propage avec ce chargement.

Le même résultat a été obtenu pour SB03 (Figure 4.12.a). Il a également été constaté dans les travaux de [Salgado Goncalves, 2013] et est cohérent avec les résultats pour les éprouvettes SENT (Chapitre 2).



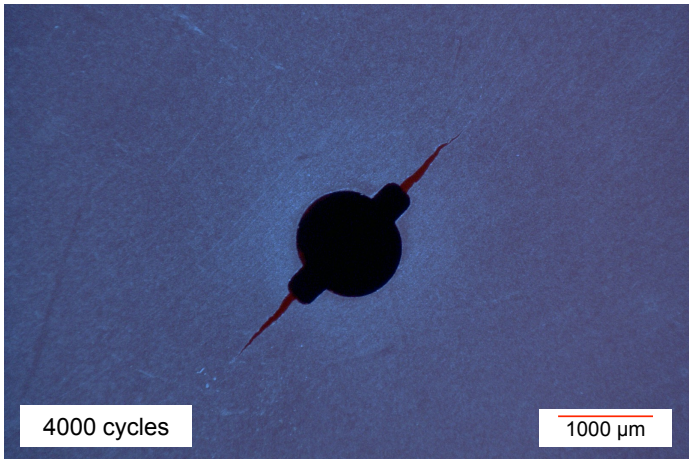
(a) Amorçage multiple (25 kN en équibiaxial) (b) déplacement LVDT imposé (0,2 mm en équibiaxial)

Figure 4.16 – *Observation de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) à la fin de l'essai SB04*

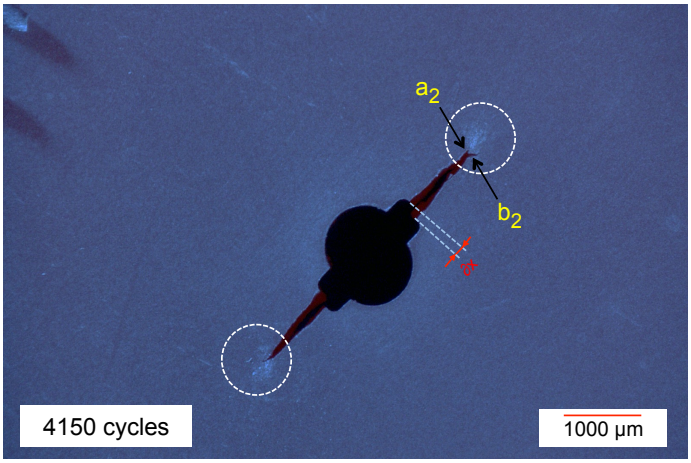


(a) N = Trois séquences de l'essai SB08 (b) N = fin de l'essai SB08

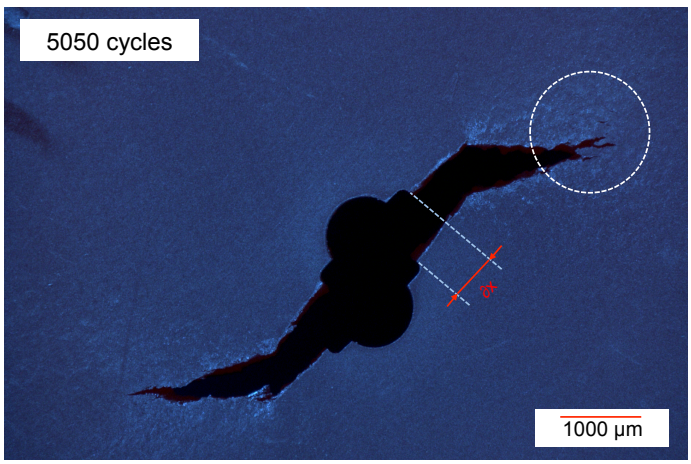
Figure 4.17 – *Observation de la propagation de fissure (a) après trois séquences de chargement et (b) pendant la quatrième séquence de l'essai SB08*



(a) fin de la première séquence à F imposé (20 kN en équibiaxial)



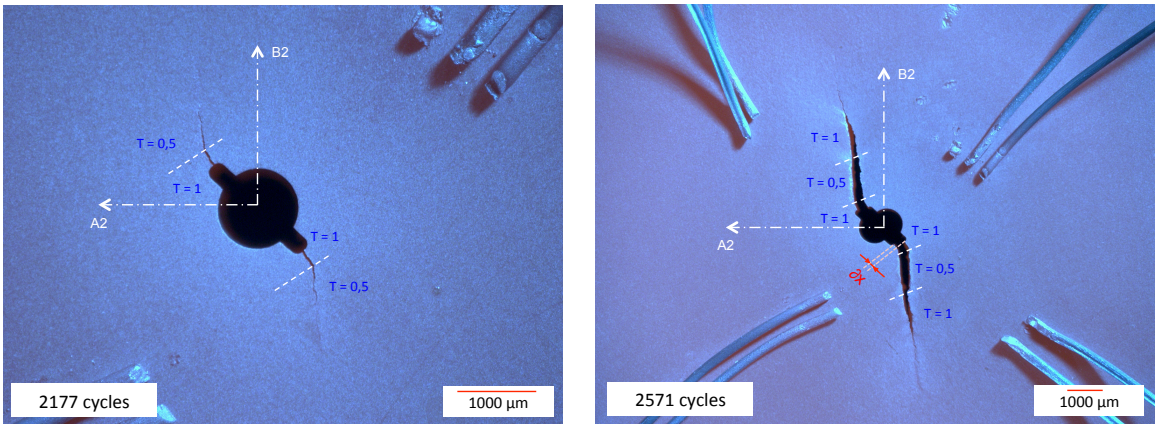
(b) N = 4150 cycles (deuxième séquence à F imposé T = 0.6)



(c) N = 5050 cycles

Figure 4.18 – *Observation de la propagation de fissure (a) à la fin de la première séquence, (b) au début de la deuxième séquence et (c) vers la fin de l'essai SB02*

179



(a) après deux séquences de chargement (b) à la fin de l'essai

Figure 4.19 – *Observation de la propagation de fissure (a) après la première séquence à LVDT imposé 0,15 mm en équibiaxiale suivie d'une séquence avec bifurcation de fissure imposée T=0,5 , (b) à la fin de l'essai SB06 après une troisième séquence de LVDT imposé (0,3 mm en équibiaxial)*

D'autre part, nous constatons que la fissure de SB02, essai réalisé en effort imposé, (Figure 4.18) est plus large que celles des essais SB04 (Figure 4.16), SB08 (Figure 4.17) et SB06 (Figure 4.19), essais possédant chacun au moins une séquence à déplacement LVDT imposé (Tableau 3.2 du chapitre précédent).
Cette constatation valide ce qui a été déduit pour les essais SB01 et SB03 : l'ouverture de fissure est plus petite pour un essai à déplacement LVDT imposé que pour un essai à effort imposé.

Le tableau 4.4 regroupe les mesures de δy (ouverture moyenne de fissure en fond d'entaille) et de δx (glissement moyen entre les lèvres de fissure) effectuées sur les photos marquantes de cet essai (Figure 4.18).

Table 4.4 – *Paramètres δy et δx identifiés sur la fissure SB02 (Figure 4.18)*

	T_F	N (cycles)	longueur moyenne de fissure propagée (μm)	δy (μm)	δx (μm)
Figure 4.18.a	1	4000	890	70	0
Figure 4.18.b	0.6	4150	1146	200	133
Figure 4.18.c	0.6	5050	2800	640	667

Si on compare l'ouverture de fissure (régie par le paramètre δy) entre deux essais à effort imposé (SB01 et SB02), on observe que la fissure SB02 est caractérisée par une très large ouverture à la fin de l'essai (Figure 4.18.c et Tableau 4.4). Cette ouverture résulte du fort niveau d'effort imposé pendant la deuxième séquence de chargement (28 kN sur l'axe A et 16 kN sur l'axe B) à un taux de biaxialité égal à 0.6. D'ailleurs, le multi-amorçage de fissure caractérise les 150 premiers cycles de cette séquence de chargement (marqueurs a_2 et b_2 sur la figure 4.18.b). De plus, un sillage plastique (cercles blancs sur la figure 4.18.b) est observé sur la surface d'observation indiquant le haut niveau de plasticité pendant cette séquence

d'essai. Le sillage plastique a été aussi observé sur le chemin de fissuration de SB08 (Figure 4.17) à partir de la deuxième séquence de chargement à déplacement LVDT imposé à T = 0.5 et jusqu'à la fin de l'essai.

Les figures 4.18.b et 4.18.c correspondent à la deuxième séquence de SB02 et sont séparées de 900 cycles. Nous constatons que le glissement entre les lèvres de la fissure (illustré par le paramètre δx) a augmenté de cinq fois dans cette intervalle. D'autre part, le glissement relatif entre les lèvres de la fissure mesuré au fond d'entaille (δx) est d'autant plus grand que le cisaillement macroscopique imposé est élevé (δx = 450 μm à la fin de SB01 et δx = 667 μm à la fin de SB02 où le chargement est plus sévère). La fin de cet essai (SB02) est caractérisée par un émoussement plastique en pointe de fissure (cercle blanc sur la figure 4.18.c). Cet écartement en fond de fissure indique l'apparition de fortes déformations plastiques engendrées par la propagation de la fissure dans ces conditions de chargement à T $\neq$ 0. Un réseau de micro-fissures est observé au voisinage de la fissure principale quand elle se propage dont certaines restent ouvertes même après la fin de l'essai (Figure 4.18.b).

À la fin de l'essai SB02, l'ouverture des lèvres de fissure en fond d'entaille est due à la nature du chargement (effort imposé) et au cumul de la plasticité pendant cet essai de fissuration. Les chemins de fissure pour SB04 ou SB08 le confirment (Figures 4.16 et 4.17).

Pour l'essai SB06 (Figure 4.19), on constate que la fissure est peu ouverte après deux séquences à déplacement (LVDT) imposé (Figure 4.19.a). En revanche, pour le même type de sollicitation pendant la dernière séquence d'essai (Figure 4.19.b), nous observons une ouverture assez large de la fissure avec glissement des lèvres de fissures pour un taux de biaxialité imposé valant 1. De plus, la fissure se propage suivant la même direction que pendant la séquence précédente à T = 0.5 au lieu de bifurquer à nouveau. Notons aussi une déviation sur les deux chemins (gauche et droite de la fissure) pendant cette dernière séquence, la fissure semble essayer de retrouver une direction de propagation perpendiculaire au chargement imposé.

4.3.2 Bifurcation de fissure

Une analyse de la bifurcation de la fissure a été effectuée pour chaque séquence de chargement. L'angle (θ) de la propagation de fissure mesuré pour chaque séquence correspond à l'orientation globale de la fissure par rapport à l'horizontale sans tenir compte des légères bifurcations qui peuvent exister pendant une même séquence de chargement.
La figure 4.20.a présente une schématisation du principe de la mesure de cet angle pour le côté droit de la fissure. La figure 4.20.b présente le principe de mesure de l'angle (θ') de bifurcation pour une séquence i par rapport à la direction de propagation précédente (séquence $i-1$). Il est à noter que l'angle de bifurcation pendant la première séquence est mesuré par rapport à la direction de l'entaille. Ces mesures ont été réalisées de part et d'autre de l'entaille pour les deux côtés : gauche et droite de la fissure.
Les résultats des mesures de θ et θ' sont présentés dans le tableau 4.5 pour différents essais biaxiaux.

181

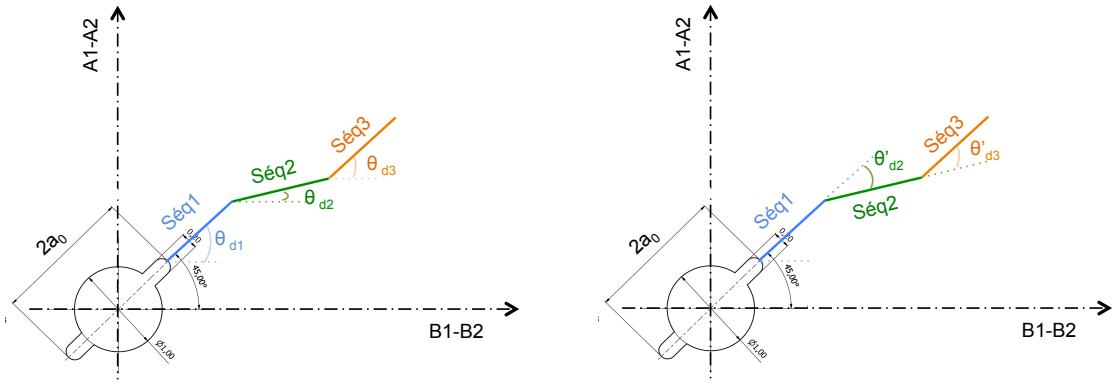


Figure 4.20 – *Principes de mesure de (a) l'angle de la propagation de fissure du côté droit pour chaque séquence et (b) de l'angle de bifurcation de la fissure du côté droit pour chaque séquence par rapport à la séquence qui la précède*

Table 4.5 – *Angles de propagation θ et de bifurcation θ' de fissures*

		Séquence 1		Séquence 2		Séquence 3		Séquence 4	
		g	d	g	d	g	d	g	d
SB01	T	1		0.6					
	θ (°)	48	44	7	9				
	θ' (°)	3	1	41	34				
SB02	T	1		0.6					
	θ (°)	48	46	6	9				
	θ' (°)	3	1	42	35				
SB03	T	1		1		0.5			
	θ (°)	39	47	44	37	11	10		
	θ' (°)	6	2	5	10	30	27		
SB06	T	1		0.5		1			
	θ (°)	36	35	4	8	10	13		
	θ' (°)	6	5	32	27	6	5		
SB08	T	1		1		0.5		1	
	θ (°)	28	30	26	30	8	7	13	15
	θ' (°)	2	0	2	0	18	23	5	8

Nous constatons que pour tous les essais, pendant la première séquence à T = 1, la direction de propagation de la fissure de part et d'autre de l'entaille suit cette dernière suivant la première bissectrice de l'éprouvette, cf Chapitre 3. On signale que les entailles des

éprouvettes SB06 et SB08 ont été usinées avec un angle de 30 ° par rapport à l'axe B [B1-B2] au lieu de 45°.

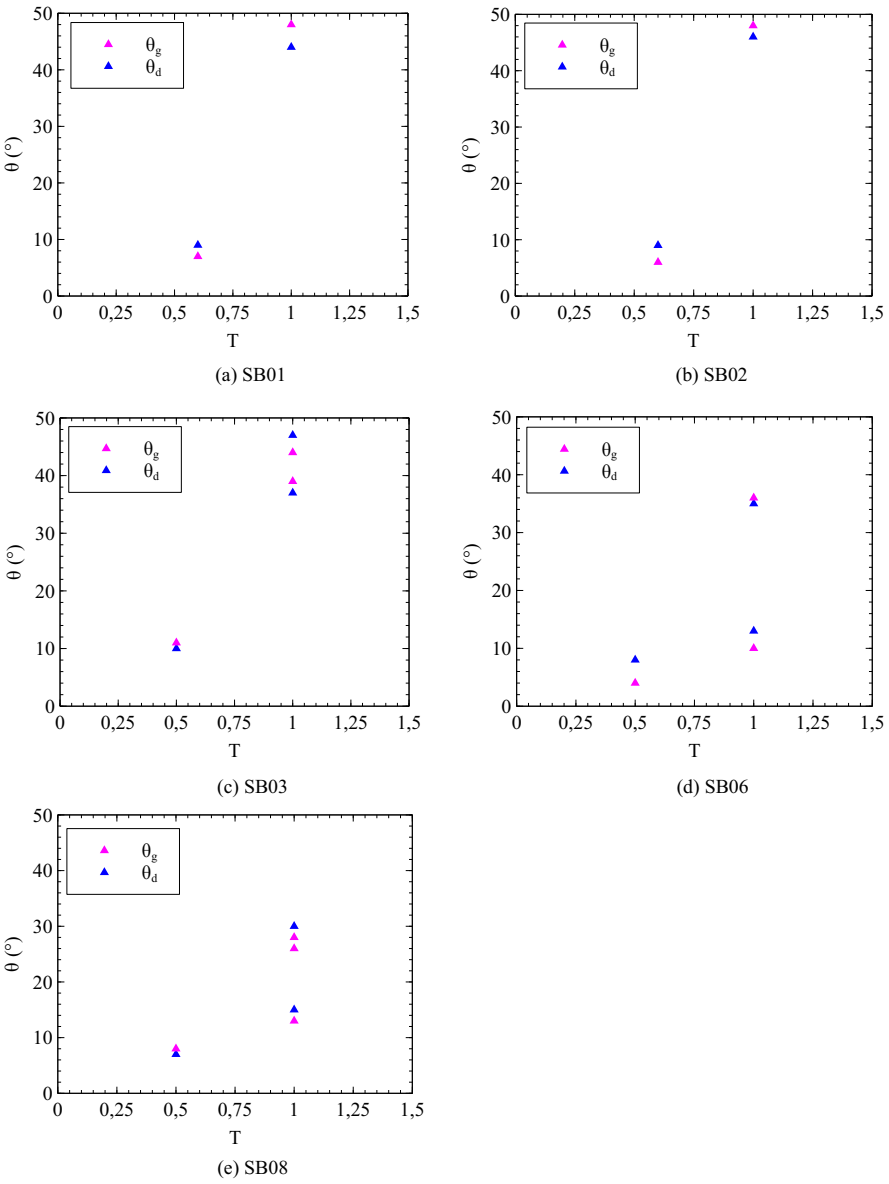


Figure 4.21 – *Angle de propagation de fissure des côtés gauche et droit en fonction du taux de biaxialité*

La figure 4.21 présente la dispersion de l'angle de propagation de fissure mesuré sur les côtés gauche et droit de la fissure en fonction du taux de biaxialité. On constate que les écarts entre les deux côtés sont négligeables pour une même séquence. De plus, tous les essais présentent à peu près la même dispersion en fonction du taux de biaxialité. Enfin, pour T= 0.6 ou 0.5, les fissures sont orientées à 8 ±3°. Le critère MTS [Erdogan et Sih,

1963] donne une orientation finale de 11° à T=0.5 ce qui est cohérent avec la mesure. À T=0.6, on obtient une orientation finale de 18° ce qui semble contredire l'expérience.

4.3.3 Déversement de fissure

Dans ce paragraphe nous nous intéressons aux configurations effort et déplacement imposés, pour SB01 et SB03. Les faciès de propagation ont été analysés par profilomètrie 3D, (Figure 4.22.a pour SB01 et Figure 4.23.a pour SB03). Trois profils ont été extraits de la cartographie complète du faciès (Figure 4.22.b pour SB01 et Figure 4.23.b pour SB03) à trois différentes épaisseurs : un profil proche de la face observée au microscope (en vert), un deuxième à mi-épaisseur du faciès (en rouge) et un troisième proche de la face côté inducteur (en bleu). Nous nous intéressons à la zone de propagation de fissure délimitée sur les figures 4.22 et 4.23.

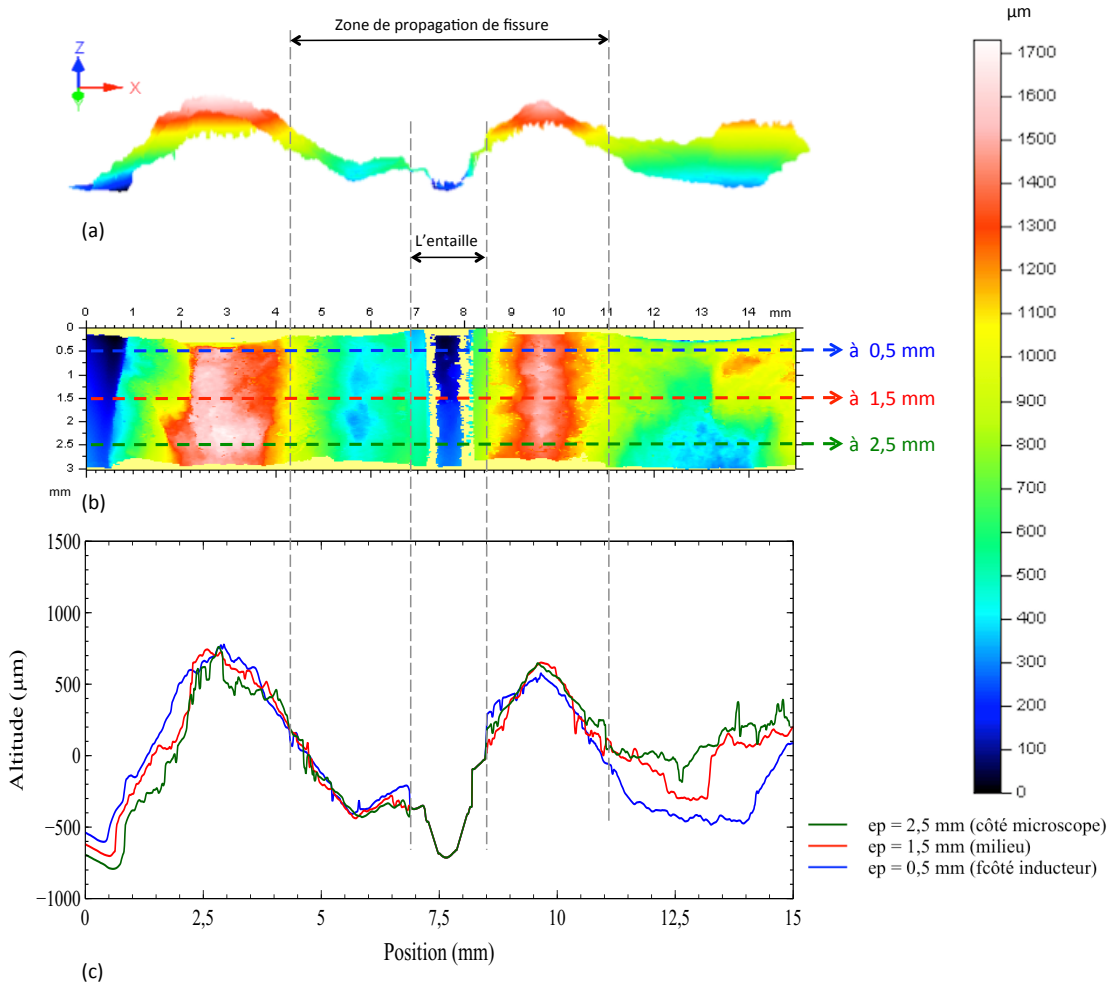


Figure 4.22 – *Analyse par profilomètrie du faciès de rupture le long du demi-éprouvette bas SB01 (a) mesure 3D, (b) mesure 2D et (c) 3 profils extraits*

Les différences d'altitudes mesurées sur le faciès SB01 (Figure 4.22.c) sont inférieures à

100 μm du côté gauche de la fissure et sont du même ordre de grandeur que les oscillations observées pour chaque profil. Comme l'évolution moyenne est identique pour les trois profils, le déversement global de la fissure est négligeable.

Pour le côté droit, on observe pour ces mêmes profils, une différence d'altitude d'environ 250 μm à l'amorçage et en fin de propagation. Le déversement de la fissure est ici plus prononcé mais semble "alterner" d'une face à l'autre (rotation "alternée" autour de la direction de propagation).

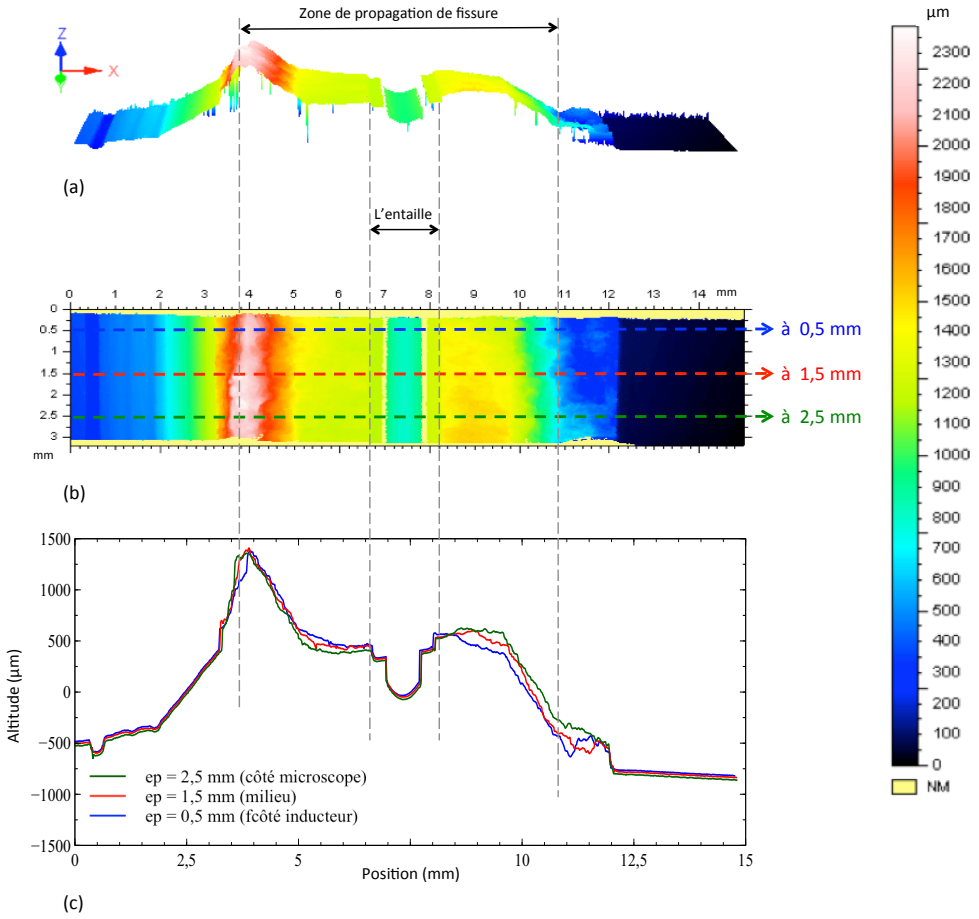


Figure 4.23 – *Analyse par profilomètrie du faciès de rupture l'éprouvette SB03 (a) mesure 3D, (b) mesure 2D et (c) 3 profils extraits*

Sur le faciès de propagation SB03, nous constatons aussi une dissymétrie entre les côtés gauche et droit de la fissure (Figure 4.23.c). L'amplitude mesurée entre les deux extrémité du faciès (profils vert et bleu) est d'environ 250 μm. Le déversement est cette fois-ci "établi" dans une orientation donnée pour l'essentiel de la propagation, notamment pour les profils situés à droite de l'entaille.

Une analyse plus détaillée sur ce faciès a été effectuée afin de déterminer l'évolution de l'altitude selon l'épaisseur à la fin de chaque séquence de l'essai SB03 des deux côtés gauche et droite (Figure 4.24).

185

Dans le tableau 4.6, notons les côtés gauche et droite de la fissure à la i ème séquence de l'essai respectivement par seqi$_{fg}$ et seqi$_{fd}$. mesurée sur le faciès SB03. Les profils associés sont tracés figure 4.24.a. Pour la première séquence, le déversement global est très faible, pour la fissure droite c'est la zone proche du bord qui apparait comme éloignée du profil moyen (Figure 4.24.b). Cet effet est probablement associé à l'amorçage dans plusieurs plans. Le déversement de fissure est clairement observé sur les séquences 2 et 3 de cet essai notamment pour la fissure droite (Figure 4.24.c pour Séq2 et c pour Séq3). La dissymétrie entre les côtés gauche et droite augmente pendant la propagation. Par ailleurs, sur toutes les séquences de chargement la dissymétrie est maximale pendant la troisième séquence à LVDT imposé en cisaillement macroscopique (T=0.5).

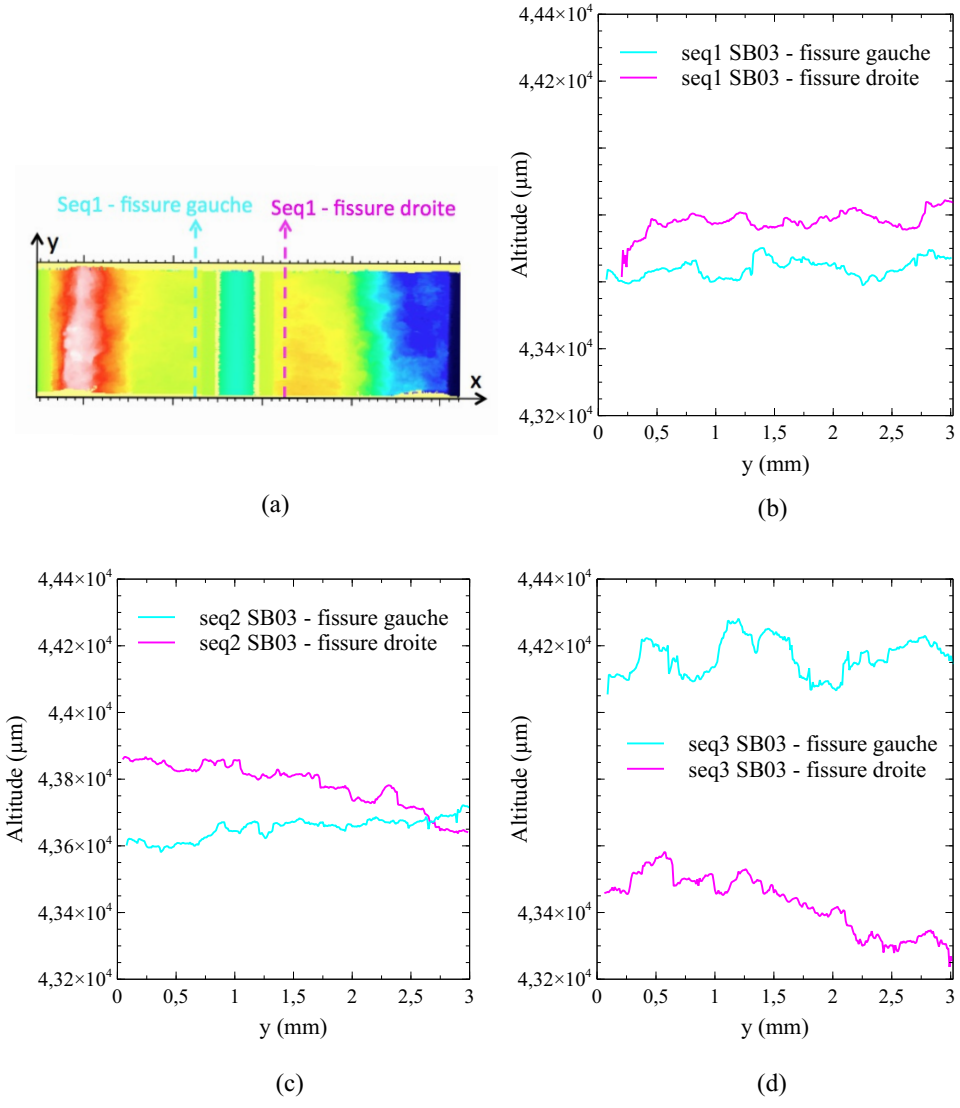


Figure 4.24 – *Profils extraits selon l'épaisseur du faciès de rupture de l'éprouvette SB03 pour (a) Séq1, (b) Séq2 et (c) Séq3*

Table 4.6 – *Différence d'altitude (μm) mesurée sur le faciès SB03*

	$seq1_{fg}$	$seq1_{fd}$	$seq2_{fg}$	$seq2_{fd}$	$seq3_{fg}$	$seq3_{fd}$
T	1		1		0.5	
$\Delta_{altitude}$ (μm)	111	227	140	235	225	344

Nous constatons que l'ordre de grandeur mesuré dans le cas biaxial est relativement faible si on le compare à celui mesuré sur les faciès des éprouvettes de type SENT (Chapitre 2) qui était égal à 1,43 mm pour les conditions $\Delta\epsilon/2$=0,25 % ; R_ϵ= -1 (PG04) et 1,72 mm pour les conditions $\Delta\epsilon/2$=0,45 % ; R_ϵ= 0 (PG05). Nous supposerons donc que ce déversement est négligeable lors des calculs par éléments finis sur l'éprouvette cruciforme.

4.3.4 Effet de la fissuration sur l'état de surface : mesure de la surface de fissure par profilomètrie 3D

Comme pour les éprouvettes uniaxiales (Chapitre 2), nous nous intéressons dans ce paragraphe, à l'effet de la fissuration, en conditions biaxiales appliquées, sur la surface de l'éprouvette au voisinage de la fissure SB01.

La figure 4.25 présente la surface de la face avant de l'éprouvette SB01 mesuré par profilomètrie 3D. L'échelle globale a été choisie centrée en altitude zéro qui définit le niveau du plan médian de la surface observée. L'amplitude globale sur cette échelle est de 200 μm.

Nous observons une symétrie sur la mesure de la rugosité de la surface de part et d'autre du trou central et l'entaille (Figure 4.25). Une striction induite par la fissure est observable dès le début de la propagation (couleur verte qui entoure la fissure à côté de l'entaille sur la Figure 4.25.a).

À ce stade de propagation, cet enfoncement mesure 20 μm en moyenne. L'impact de la fissuration s'accentue avec la propagation jusqu'à atteindre 90 μm d'enfoncement.
La zone de plasticité est étendue et symétrique sur cette éprouvette, et donne une idée de l'état élevé de plasticité atteint lors de cet essai.
Le même ordre de grandeur a été atteint pour les chargements à haut niveau de déformation sur les éprouvettes SENT (Chapitre 2). De plus, nous constatons que la zone plastique dépasse la fissure de quelques millimètres avec une diminution de l'enfoncement en s'éloignant de la fissure (Figure 4.25.a).

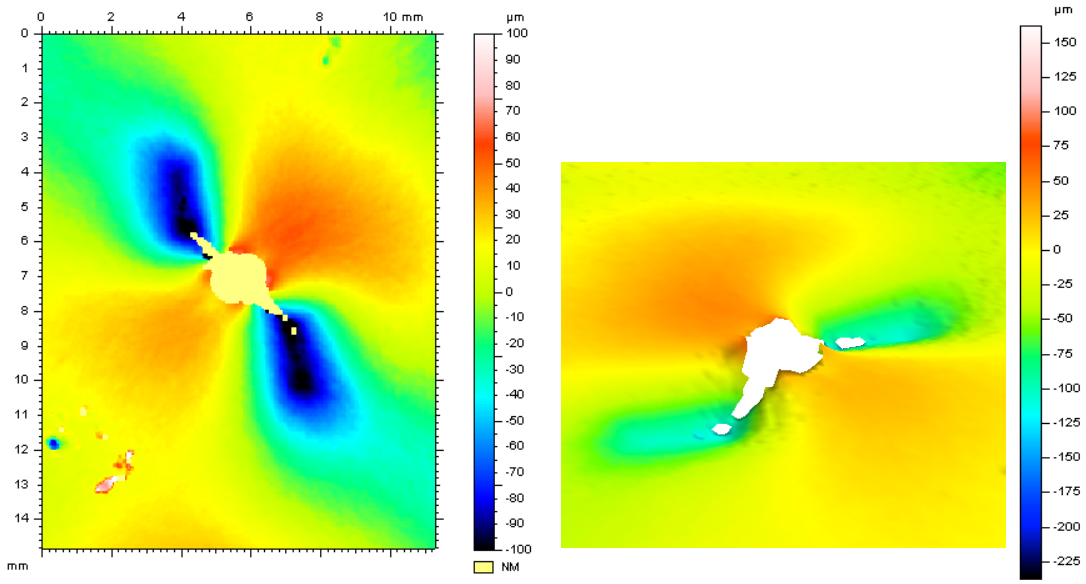


Figure 4.25 – *Mesure par profilomètrie de la surface avant (côté Keyence) de la zone utile de l'éprouvette cruciforme plate SB01 testée (a) en 2D et (b) en 3D*

Les deux profils tracés sur les figures 4.26 et 4.27 représentent respectivement, l'évolution de l'état de la surface limitée par la zone plastique, et celle limitée par la fissure. La différence d'altitude de la surface mesurée en pointe de fissure (Figure 4.27) est très élevée avec une valeur moyenne sur le profil de 135 μm. Elle vaut plus du double de la valeur de l'amplitude mesurée au voisinage de la zone plastique engendrée par la fissure principale (Figure 4.26).

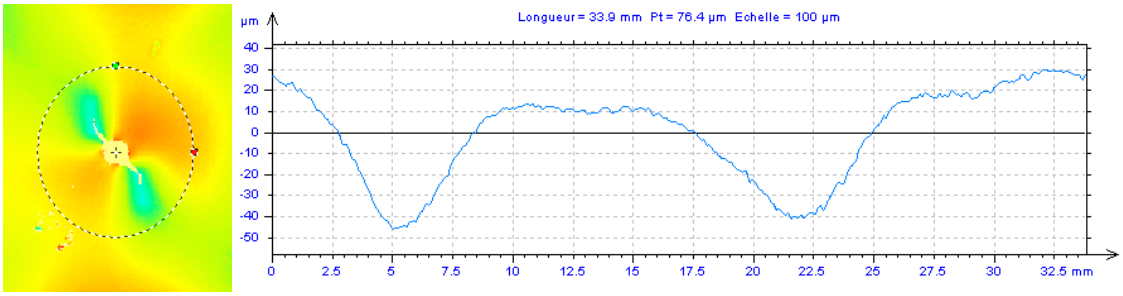


Figure 4.26 – *Mesure de l'état de surface sur un profil circulaire (Φ = 10 mm) entourant la zone plastique de SB01*

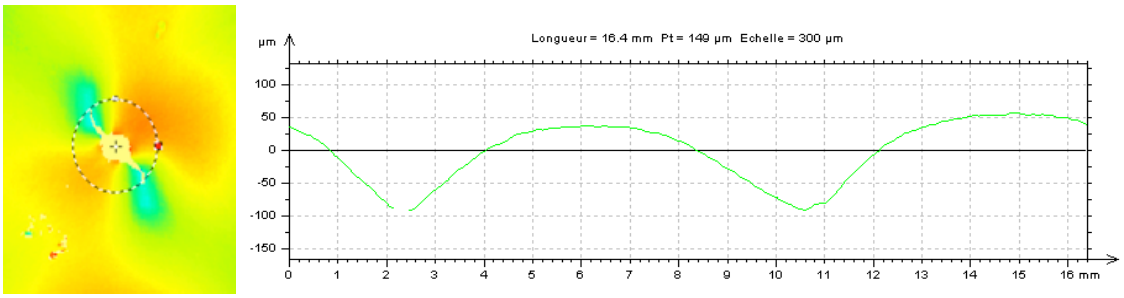


Figure 4.27 – *Mesure de l'état de surface sur un profil circulaire (Φ = 5 mm) entourant la fissure de SB01*

4.3.5 Fissures face inducteur et face observée

Rappelons que la face avant de l'éprouvette désigne celle observée pendant l'essai à l'aide du microscope optique numérique. La face arrière désigne la face exposée au système de chauffage par induction. Afin de ne pas modifier les conditions thermiques au cours de l'essai, le système de chauffage ne peut pas être démonté. Par conséquent, sur cette face, on ne peut mesurer que la longueur de fissure à la fin de l'essai après démontage définitif de l'éprouvette testée. Cependant, des mesures de la longueur de la fissure après chaque séquence ont peut être été effectuées sur les faciès de propagation en se basant sur le front de la fissure marqué à la fin de chaque séquence.

Ayant remarqué un écart de longueur de fissure entre les deux faces sur plusieurs éprouvettes, la longueur de fissure mesurée en face avant (côté keyence) est comparée ici à celle mesurée en face arrière (côté inducteur).
Soit Δa_{moy} l'écart de la longueur moyenne entre les deux côtés droite et gauche de la fissure, la figure 4.28 présente une schématisation de la méthode de mesure appliquée en surface afin de déterminer cet écart.

Les décalages sur chacun des côtés sont déterminés par :

$$\Delta a_g = a_{fiss-g-ar} - a_{fiss-g-av} \tag{4.1}$$

$$\Delta a_d = a_{fiss-d-ar} - a_{fiss-d-av} \tag{4.2}$$

$$\Delta a_{moy} = \frac{(\Delta a_g + \Delta a_d)}{2} \tag{4.3}$$

189

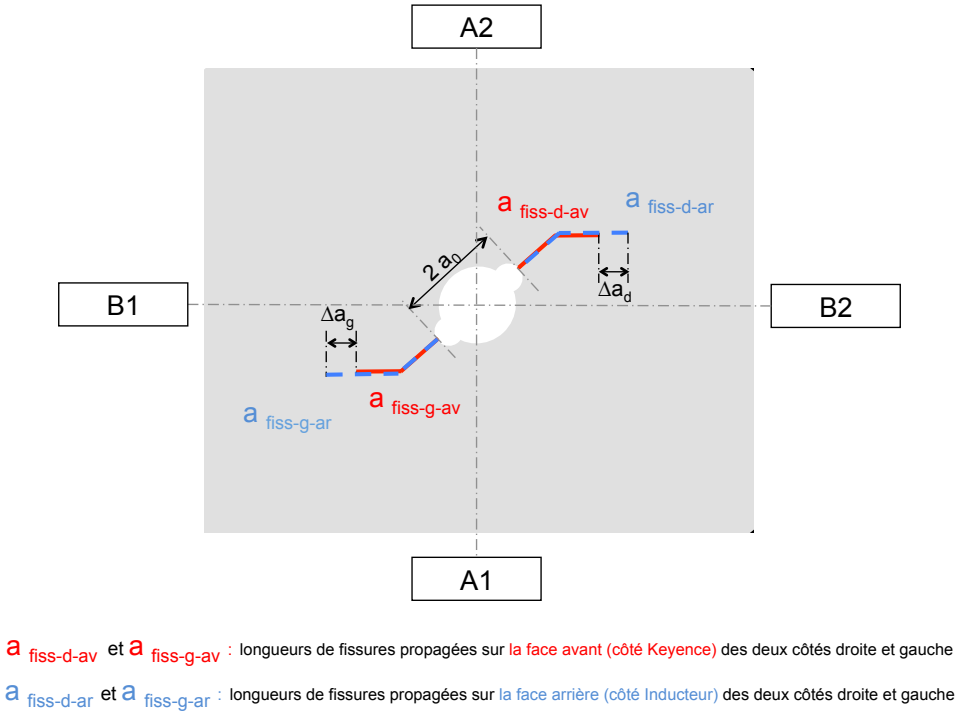


Figure 4.28 – *Schéma de la mesure de l'écart en longueur de fissure propagée entre les deux faces (avant et arrière) de l'éprouvette cruciforme*

Nous avons appliqué la méthode décrite ci-dessus sur les trois faciès afin de déterminer l'évolution de Δa_{moy} pendant chaque essai. Les résultats sont regroupés dans le tableau 4.7 et présentés en valeur algébrique. Le signe "+" est choisi pour une fissure plus longue sur la face du côté inducteur. Le signe "-" est donc attribué si la fissure est plus longue sur la face observée *in situ* à l'aide du microscope Keyence.

Table 4.7 – *Écarts de longueurs de fissure entre la face avant et la face arrière*

Essai *	SB01		SB03			SB08			
Séquence	1	2	1	2	3	1	2	3	4
Δa_{moy} (μm)	+ 46	+67	+29	+145	+261	-8	- 51	-172	∼

* : Toutes les éprouvettes présentées dans ce tableau sont plates

\+ : fissure plus longue côté inducteur

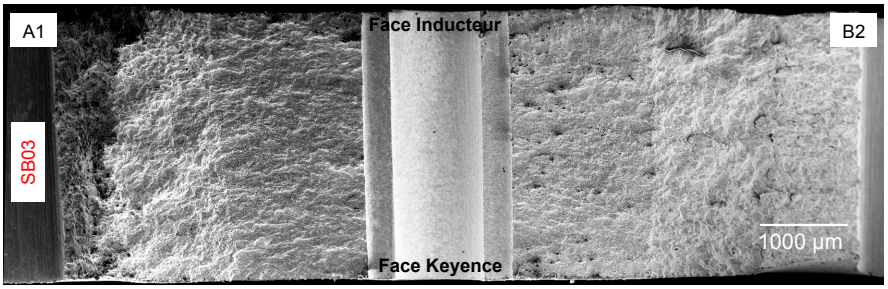
\- : fissure plus longue côté Keyence

∼ : mesure non valide à cause du flambage apparue à la fin de Séq4

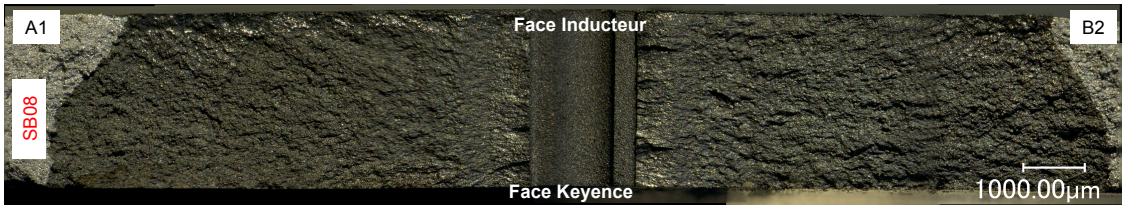
Les trois faciès de propagation sont caractérisés par une augmentation de l'écart moyen, $|\Delta a_{moy}|$, au cours de la propagation de fissure. L'écart le plus faible entre les deux faces à la fin de l'essai est mesuré sur le faciès de l'éprouvette SB01. Cet essai a été réalisé avec un effort imposé : $F_A = F_B = 25$ kN à la séquence 1 puis $F_A = 25$ kN, $F_B = 15$ kN à la séquence 2 (Tableau 4.1). On remarque que les séquences conduites à efforts imposés présentent les

dissymétries les plus faibles. Ce résultat peut être lié aussi au champ thermique appliqué pendant le chargement, notamment à un écart de température entre faces, écart difficile à évaluer précisément dans la zone chaude, cf chapitre 3.

Un autre point à noter dans cette partie est le signe algébrique de l'écart en longueurs de fissure entre les deux faces d'une éprouvette. Nous avons constaté que pour toutes les éprouvettes testées (voir aussi Annexe I), la fissure est plus longue sur la face arrière (donc $\Delta a_{moy} > 0$). En revanche, l'éprouvette SB08 fait exception, avec une fissure plus longue sur la face avant de l'éprouvette.



(a) Observation du faciès (A1-B2) de l'éprouvette SB03 à l'aide du microscope électronique à balayage



(b) Observation du faciès (A1-B2) de l'éprouvette SB08 à l'aide du microscope optique numérique Keyence

Figure 4.29 – *Faciès de fissuration des éprouvettes cruciformes (a) SB03 et (b) SB08*

Sur les deux faciès, le front de la fissure est marqué à la fin de chaque séquence de chargement ce qui nous permet de déduire le moment d'apparition de la dissymétrie entre les deux faces avant/arrière. Ainsi, pour SB08, le front est quasi-symétrique entre les deux faces de l'éprouvette pendant la première séquence à effort imposé. Le LVDT imposé en équibiaxial provoque une faible dissymétrie du front. Ensuite, plus la fissure devient longue ($a_f iss > 4$ mm), plus une courbure apparait sur le front de cette fissure (Figure 4.29.b).

Des marches sont observées en fin de propagation de SB08 (Figure 4.29.b) qui attestent d'une combinaison des mode I+III de manière similaire à ce qui a été observé sur le faciès uniaxial PG04 : $\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0{,}25$ %, R $_\epsilon$ = -1 et T = 900 °C (Chapitre 3).
D'autre part, on constate que le front de fissure sur SB08 est inversement orienté par rapport aux autres échantillons observés (Tableau 4.7). La seule raison qui peut justifier que $\Delta a_{moy-SB08}$ soit de signe négatif est le flambement de l'éprouvette au cours de la dernière séquence de chargement. Celui-ci dernier est apparu vers la fin de la dernière séquence lorsque la fissure est très longue et se propage rapidement. Les résultats de fissuration de cet essai ont été exploités du début jusqu'à l'apparition du flambage.

4.4 Mécanismes de propagation de fissure

4.4.1 Observations en surface

4.4.1.A Analyse de la surface de propagation par EBSD

Une analyse par le système d'acquisition EBSD a été effectuée sur la surface de suivi de la propagation de fissure de l'éprouvette SB06. Cette éprouvette a été polie jusqu'au grade de 1 μm et ensuite préparée pour l'EBSD.

Désorientation locale :

La figure 4.30 présente la désorientation moyenne interne dans chaque grain (Grain Orientation Spread GOS) à différents stades de propagation de la fissure principale à l'aide d'une échelle de couleur en degré.

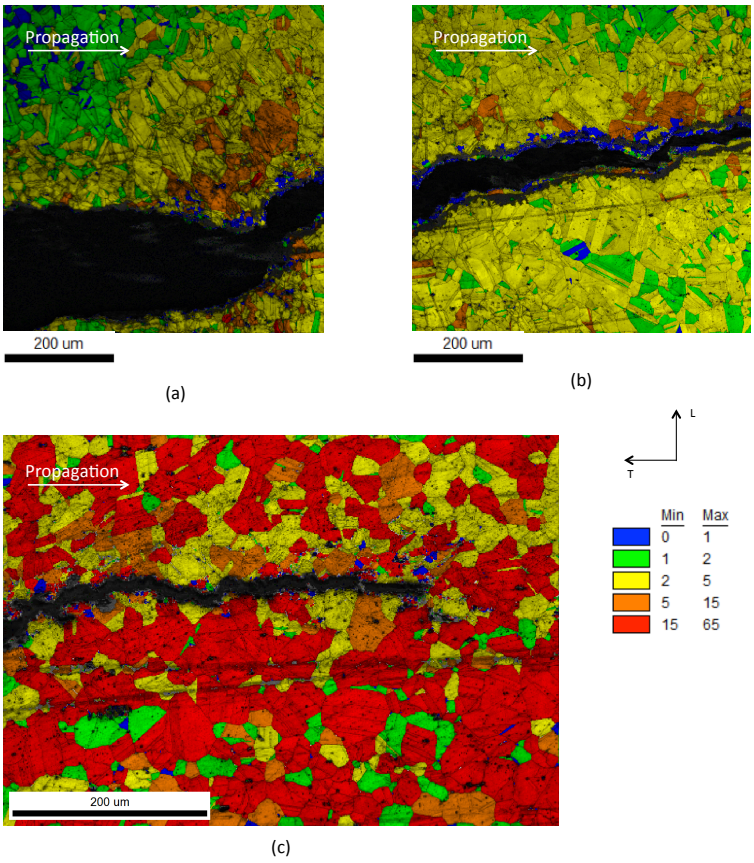


Figure 4.30 – *Désorientation moyenne interne pendant différents stades de propagation de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06 (a) début de propagation, (b) stade intermédiaire et (c) au voisinage de la pointe de la fissure*

Nous constatons que la désorientation moyenne interne augmente avec la propagation de la fissure : au début de propagation, on observe une faible désorientation sauf dans la

zone de localisation et de sillage plastique, Figure 4.30.a) et pour une fissure de longueur intermédiaire, le sillage plastique est plus étendu pour une désorientation relativement faible (2 à 5^o) (Figure 4.30.b). Vers la fin de la propagation (Figure 4.30.c), nous observons majoritairement des grains de désorientation élevée et hétérogène.

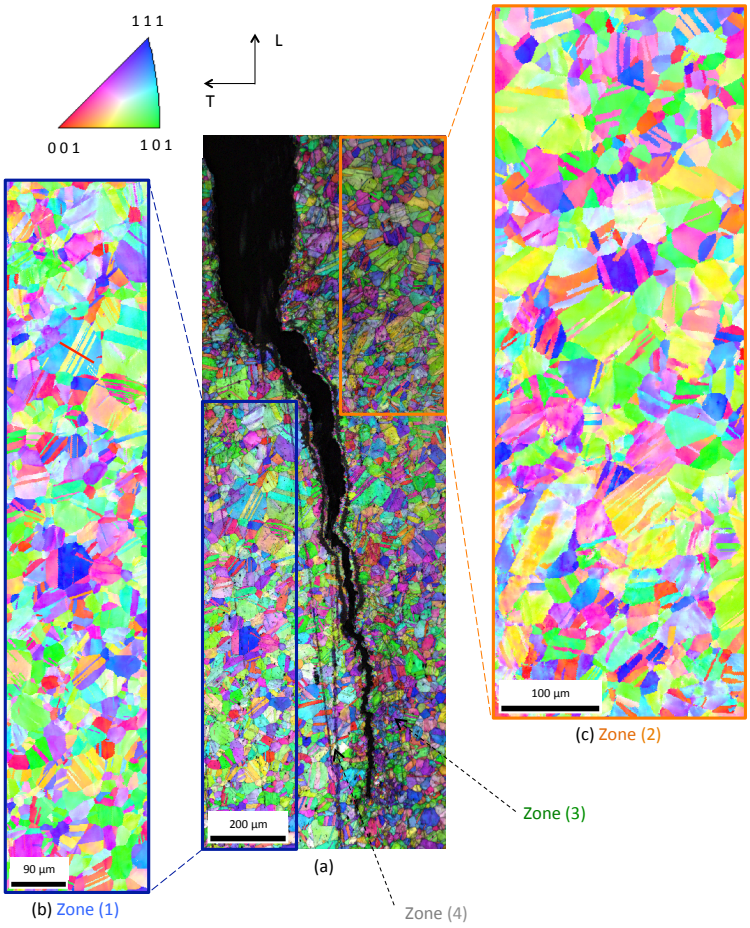


Figure 4.31 – *(a) cartographies EBSD, (b) et (c) zoom de part et d'autre de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06*

Si on s'intéresse à la dernière phase de propagation de fissure (Figure 4.32.a), nous observons que la fissure traverse plusieurs grains (propagation trans-granulaire). Toutefois, on constate sur certains endroits le changement de l'orientation des grains de part et d'autre des lèvres de la fissure ce qui indique la nature intergranulaire de la propagation. La taille des grains observés à proximité de la fissure est ici très petite et ne permet pas de trancher entre un caractère trans- ou intergranulaire (Figure 4.32.b).
On distingue, sur la même figure, la présence d'une micro-fissure en avant de la fissure principale, celle-ci traverse à son tour quatre grains. La localisation de la plastification est donc étendue à plusieurs grains. Ces résultats sont cohérents avec le domaine de la plasticité généralisée.

Les résultats obtenus dans le cas biaxial sont cohérents avec les résultats issus de l'analyse

uniaxiale tant en terme de déformation des grains au voisinage des lèvres de la fissure qu'en terme de type de la propagation.

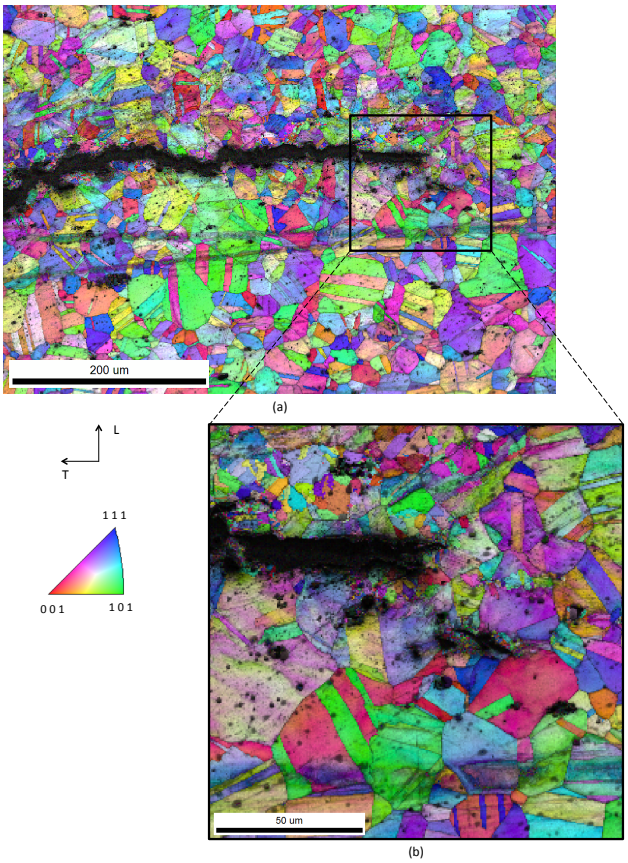


Figure 4.32 – *(a) cartographies EBSD de la dernière phase de propagation de la fissure principale du côté A1-B1 de l'éprouvette SB06 et (b) zoom en pointe de fissure et micro-fissure*

Taille de grains :

Une analyse de taille de grains a été effectuée à l'aide du système d'acquisition EBSD sur les différentes zones de la surface de propagation : zone (1) jusqu'à la zone (4) sur la figure 4.31.
Le premier aperçu des graphes tracés sur la figure 4.33 nous permet de constater que les zones éloignées de la fissures (zones (1) et (2)) présentent une distribution de la taille de grains plus large avec un pic de fréquence pour le diamètre 40 μm. Par ailleurs, dans les zones proches de la fissure (zones (3) et (4)), les diamètres de grains présents dans ces zones sont plus petits avec une fraction surfacique plus faible que celle notée sur les zones éloignées. La propagation de fissure et l'intense activité plastique associée semble donc induire une forte recristallisation de ce matériau.

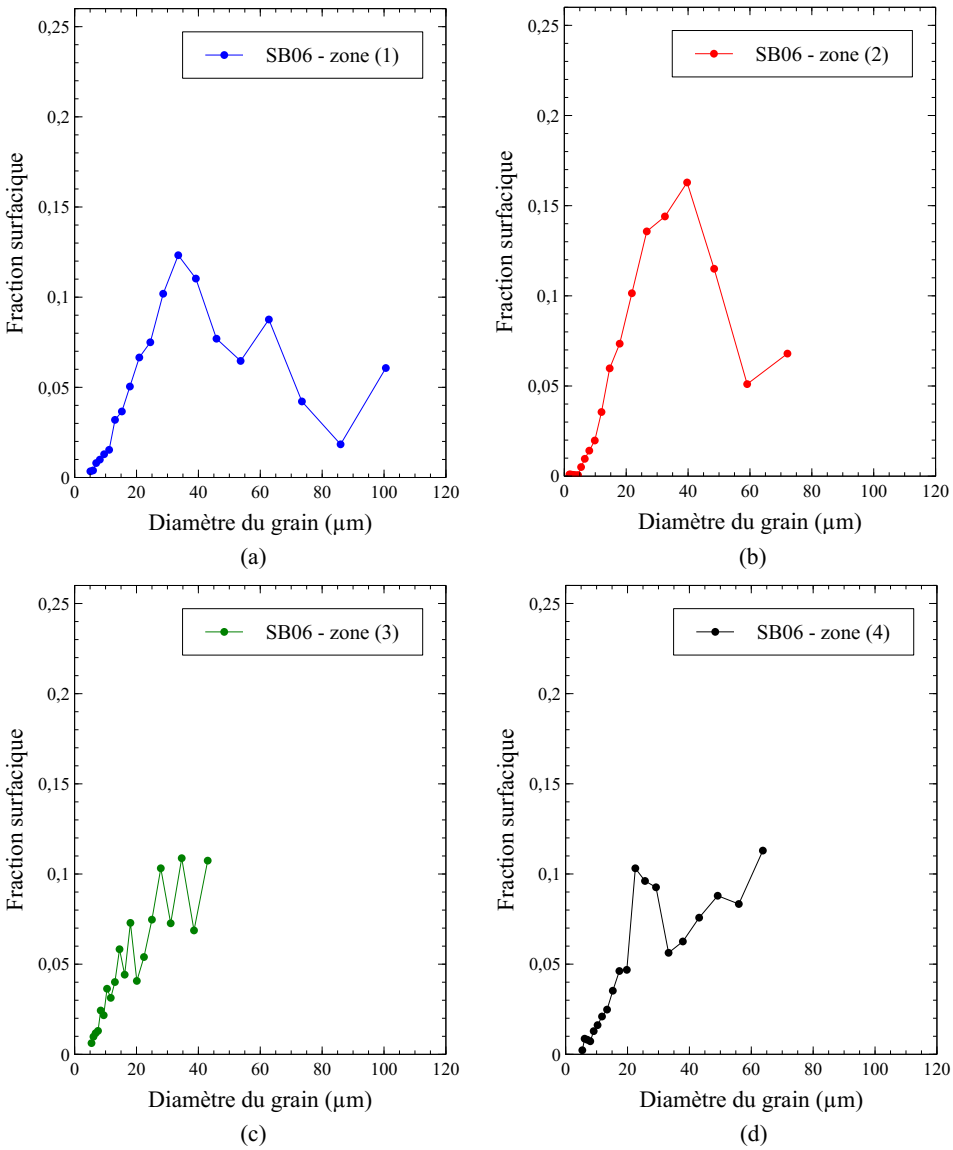


Figure 4.33 – *Histogrammes de la répartition de la taille des grains pour les cartographies EBSD effectuées sur les différentes zones (a) zone (1), (b) zone (2), (c) zone (3) et (d) zone (4) de la cartographie de la fissure du côté A1-B1 de SB06*

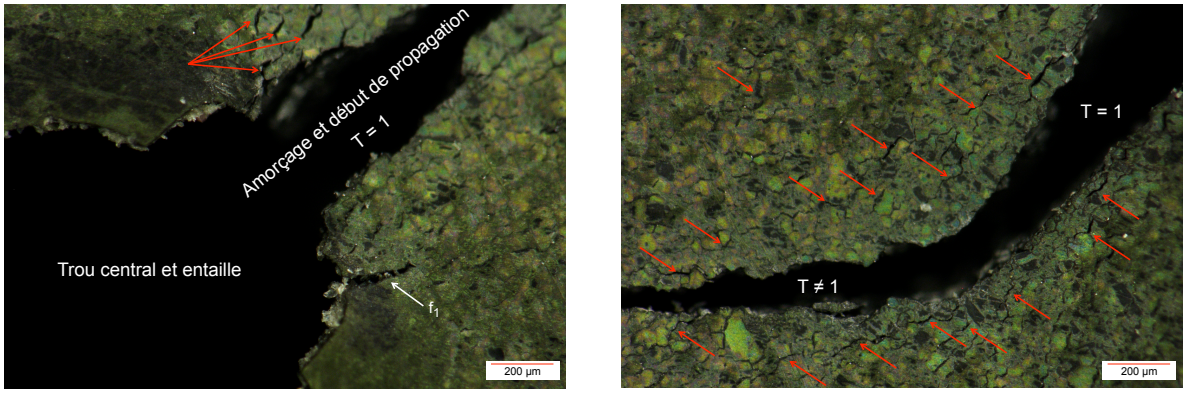
4.4.1.B Effet de l'exposition à haute température sur la surface de l'éprouvette

La durée totale d'exposition de l'éprouvette au chauffage est relativement faible : de l'ordre de quelques heures. Par conséquent, compte tenu des résultats d'oxydation statique et à chargement imposé aux températures voisines à celle de notre étude [Whittenberger, 1993, Whittenberger, 1993, Levi et Stevens, 2007] (Chapitre 1), la couche d'oxyde formée est a priori de très faible épaisseur. La quantification de l'oxydation ne fait pas l'objet de cette étude et ces constatations sont basées sur l'analyse d'image et la mesure de la taille moyenne de grains.

195

Nous présentons ici le cas de l'essai à effort imposé SB01. On observe un changement de contraste associé à l'oxydation, comme pour le cas unixial. Des observations de la surface de fissuration après l'essai ont été effectuées à l'aide du microscope optique numérique KEYENCE VHX 1000 Z 20. L'oxydation met en évidence les grains et joints de grains, comme illustré sur les figures 4.34.a, 4.34.b et 4.35. On constate que la répartition des oxydes sur les grains n'est pas homogène, et nous observons une coloration grise le long des lèvres de la fissure pendant les trois stades de propagation présentés dans les figures 4.34.a (amorçage), 4.34.b (bifurcation) et 4.35 (pointe de fissure).

Cette analyse morphologique tend à montrer que la propagation de fissure est de type intergranulaire avec présence de décohésion des grains au voisinage des lèvres de la fissure principale (4.35.b). De plus, des grains déchaussés sont observés sur la figure 4.35.b. À cette échelle d'observation au microscope optique numérique, nous confirmons le phénomène d'écrantage de fissures secondaires observé le long de l'essai (flèches rouges sur les figures 4.34.a et 4.34.b). Un écaillage de l'oxyde a été aussi observé sur ces figures avec une répartition non homogène de l'oxyde et des écaillages à la surface de l'éprouvette. Enfin, on observe que sous effort imposé, la propagation de fissure est essentiellement intergranulaire.



(a) Amorçage fissure droite (b) Changement de séquence fissure gauche de SB01

Figure 4.34 – *Observation de la propagation de fissure (a) à l'amorçage (b) et au changement de séquence pour la fissure droite de SB01*

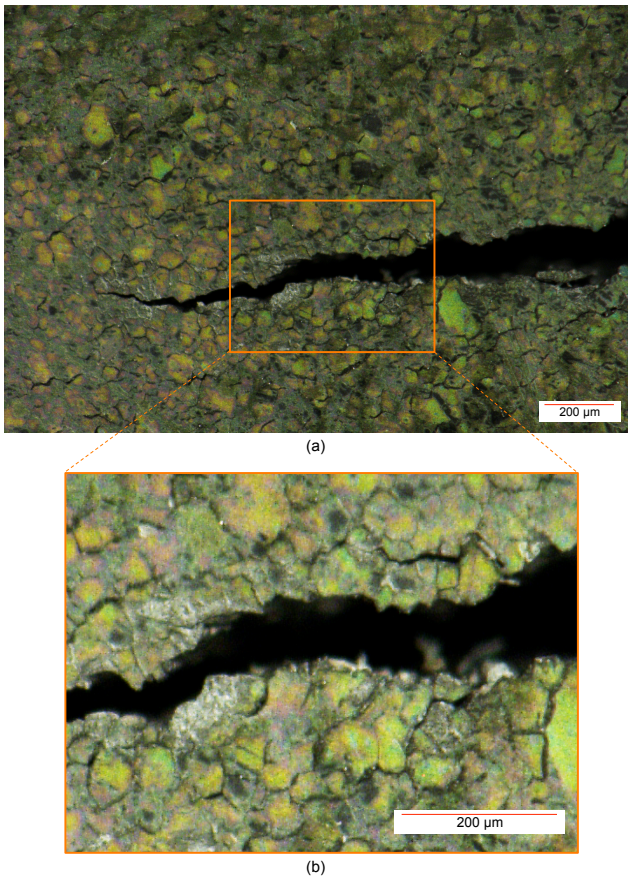


Figure 4.35 – *Pointe de fissure gauche de SB01*

4.4.2 Observations fractographique

4.4.2.A Observations fractographiques de l'éprouvette SB01

La figure 4.36.a présente une vue globale du faciès de fissuration de l'éprouvette SB01 observée au MEB. Ce faciès correspond au côté (A1-B2) de l'éprouvette et a été obtenu en suivant la surface de rupture tracée sur la figure 4.36.b.

On distingue trois zones :

- Une zone centrale correspondant au trou central et aux entailles initiales (2 a_0). L'observation d'un réseau de micro-fissures en limite de cette zone est cohérente avec l'amorçage multiple observé en surface à proximité de l'entaille.

- Une zone de fissuration où la fissure s'est amorcée et s'est propagée sous une sollicitation séquentielle en fatigue (Seq1 - B2, Seq2 - B2, Seq1 - A1 et Seq2 - A1 sur la figure 4.36.a). Une couche d'oxyde s'est formée sur cette zone au fur et à mesure de l'exposition à la température de l'essai. Des rivières de fatigue caractérisent cette zone dans les deux branches côté A1 et B2 (4.36.a). Sur chaque branche, on distingue deux fronts de fissure correspondant chacun à la fin d'une séquence de chargement. La forme du front de fissure est curviligne (Figure 4.36.a).

197

- Une zone de rupture monotone correspondant à la rupture de l'éprouvette en traction à température ambiante pour permettre l'observation des faciès de rupture. Cette partie du faciès apparait plus claire parce qu'elle n'a pas été exposée à l'oxydation contrairement à la fissure qui s'est propagée à haute température.

Sur les observations *in situ* capturées à l'aide du suivi optique en surface, la fissure principale s'est propagée de façon symétrique par rapport au centre de l'éprouvette. En revanche, une dissymétrie suivant l'épaisseur de l'échantillon est observé sur la figure 4.36.a malgré les symétries de la géométrie et du chargement imposé. Une zone de striction est observée à la fin de la zone $seq1 - A1$ (correspondant à la fissure gauche du chemin de fissuration SB01). Cette striction n'a pas eu lieu à la fin de la zone seq1-B2 (correspondant à la fissure droite du chemin de fissuration SB01). Les faciès sont néanmoins semblables. Nous allons revenir en détail sur les différentes zones du faciès et leur lien avec les séquences de chargement.

Zone d'amorçage :

Un amorçage multiple a été observé en surface sur l'éprouvette SB01 (marqueurs a_1,...,f_1 sur la figure 4.10.a). Nous constatons le même résultat sur le faciès de fissuration 4.36.a. Plusieurs sites d'amorçage dans l'épaisseur de l'éprouvette sont observés de part et d'autre de l'entaille (flèches sur la figure 4.36.a). Le niveau du chargement imposé dans la première séquence est considéré élevé (F_A=F_B=25 kN, et est à l'origine de ce multi-amorçage en surface et en épaisseur.

Première séquence : chargement équibiaxial $F_A = F_B = 25$ kN :

La figure 4.37 regroupe les observations à cœur (figures 4.37.a et 4.37.c) et en surface (figures 4.37.b et 4.37.d) de la zone correspondant à la première séquence de chargement sur le faciès du côté (B1-A2) de l'éprouvette SB01. Dans les deux cas, le faciès de fissuration est légèrement rugueux avec la présence de zones relativement planes. Les deux surfaces sont également oxydées. En revanche, les stries de fatigue sont plus observables à cœur de l'épaisseur (figures 4.37.a et 4.37.c). En fait, en surface la fermeture de fissure induit par la plasticité est plus intense qu'à cœur et conduit à un matage des surfaces plus prononcé, même pour un essais conduit à rapport de charge positif.

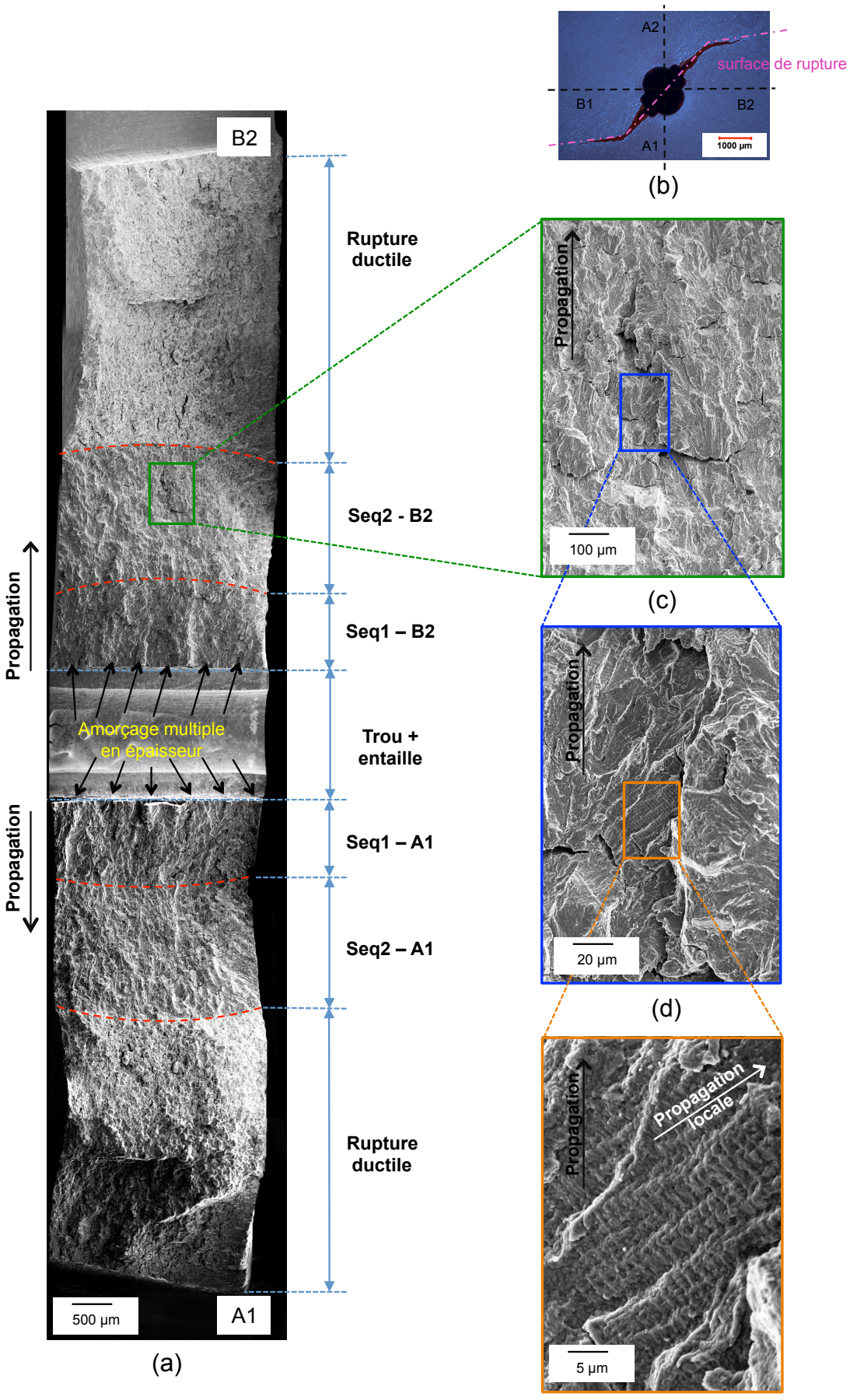
Cette première séquence de chargement équibiaxial est caractérisée par l'apparition de fines zones de décohésion (marqueurs oranges sur la figure 4.37.a) principalement perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure principale. Ces micro-fissures sont présentes à différentes longueurs et ouvertures mettant en évidence un niveau élevé d'endommagement pendant cette séquence de chargement. Les stries de fatigue sont observées sur toute la zone observée suivant la même direction. La figure 4.37.c présente un détail de la surface plane couverte de stries de fatigue observées à la figure 4.37.a qui correspond probablement à une propagation localement transgranulaire (en trait bleu sur la figure 4.37.c).

Par ailleurs, et précisément en surface de l'éprouvette, le détail observé sur la figure 4.37.d présente une zone de décohésion très ouverte (40 μm). De plus, contrairement à ce qui a été observé à cœur, les stries de fatigue ne sont pas visibles à cause des oxydes de surface du faciès.

Une estimation de la valeur de la vitesse de propagation de fissure peut être déduite de ces fractographies en se basant sur les mesures de distances interstries de fatigue [Pelloux, 1969, Pelloux, 1970]. Sur la première séquence de chargement (Figure 4.37.c), la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de 7.3 10^{-7} m/cycle près de la surface de l'éprouvette et de l'ordre de 7.4 10^{-7} m/cycle à cœur (Figure 4.37.d). Les vitesses sont donc identiques, ce qui est cohérent avec la courbure du front de fissure.

L'ordre de grandeur de la vitesse de propagation ainsi mesurée est conforme à la valeur de la vitesse de propagation obtenue par la méthode optique au milieu de la première séquence de l'essai SB01 (Figure 4.4).

199



200

Figure 4.36 – *Observation du faciès de fissuration de l'éprouvette SB01 (côté (B2-A1))*

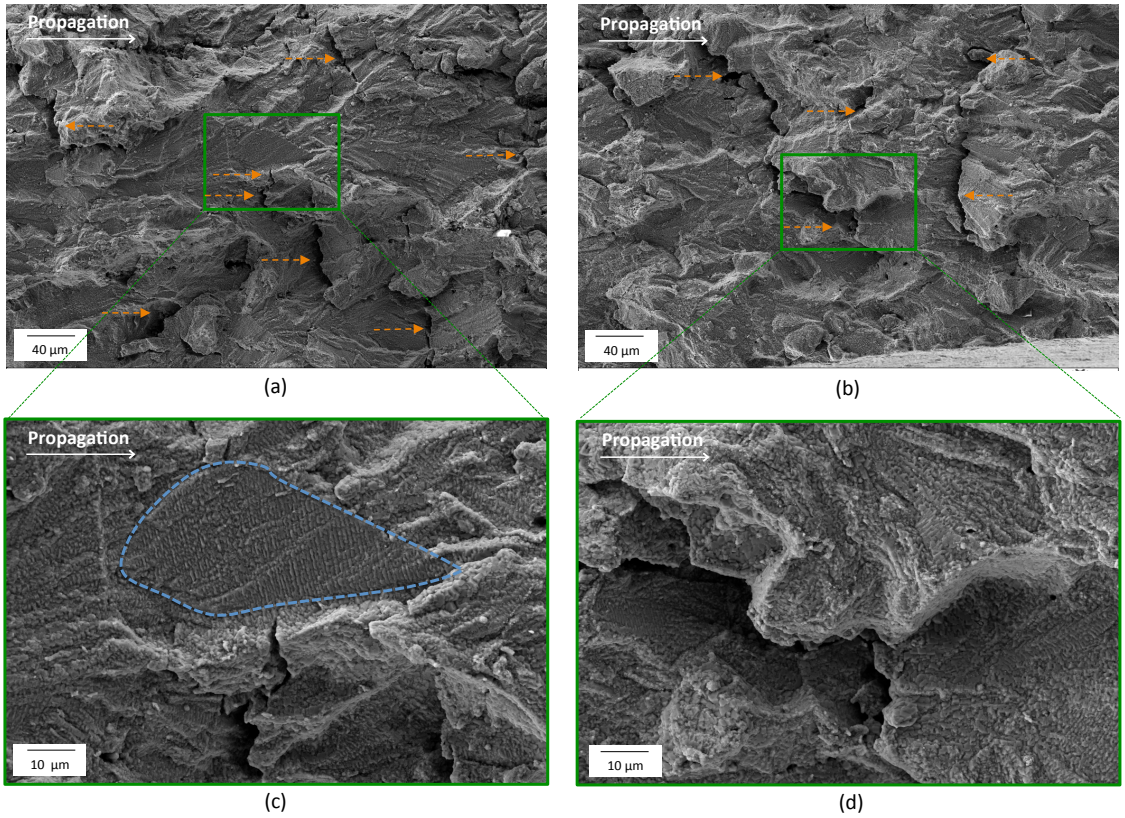


Figure 4.37 – *Observation du faciès SB01 (côté (B1-A2)) pendant la première séquence de chargement (25 kN en équibiaxial) : (a) à cœur du faciès , (b) en surface du faciès*

Deuxième séquence : F_A = 25 kN et F_B = 15 kN :

Sur la deuxième séquence de chargement (F_A= 25 kN et F_B= 15 kN), les faciès de rupture sont présentés sur la figure 4.36.c pour le côté (A1-B2) observée à cœur du faciès, et sur deux figures : Figure 4.38.a pour le cœur du faciès, Figure 4.38.b pour la surface du faciès du côté (B1-A2).

À première vue, on ne voit pas trop de différence entre les trois observations (4.36.d, 4.38.a et 4.38.b).

Sur la figure 4.36.a et vers la fin de la zone $seq2 - B2$, on observe une zone de décohésion dont la figure 4.36.c présente un détail. La surface de propagation est relativement lisse et plane et présente également des micro-fissures. Ces fines zones de décohésion sont présentes sous deux catégories : certaines perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure principale et d'autres parallèles. On rappelle que pour un chargement équibiaxial $T = 1$, les zones de décohésion sont perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure principale (Figure 4.37.a). La présence de deux orientations de micro-fissures est peut-être dû alors au changement du taux de biaxialité imposé $T = 0.6$. Ces micro-fissures font en moyenne 100 μm de longueur et présentes différentes épaisseurs (Figure 4.36.c).

Les stries de fatigue sont difficiles à discerner à cause de la couche d'oxyde qui recouvre

cette zone et d'un probable matage des surfaces lié au changement de séquence. Cependant, le détail au niveau du rectangle bleu de la figure 4.36.c, permet de repérer un réseau de stries de fatigue installé sur une rivière de fatigue. Des micro-fissures sont aussi présentes en plus petites tailles (environ 20 μm) et sont orientées dans plusieurs directions (Figure 4.36.d). Certaines sont perpendiculaires à la direction de propagation de la fissure principale. D'autres sont presque parallèles à la direction de propagation locale de la rivière de fatigue qui est ici différente de la direction de propagation principale (Figure 4.36.e).

Sur l'autre côté (B1-A2), la figure 4.38.a correspond à la fin de cette séquence mais pour une longueur de fissure supérieure à celle de la figure 4.36.c. Cette zone a été moins exposée à l'oxydation puisqu'elle est la plus proche de la fin de l'essai. Les stries de fatigue sont nettement observées sur toute la surface de fissuration. Ceci peut surtout être expliqué par le fait qu'il n'y a pas eu du matage : en effet dans cette zone la fissure est perpendiculaire à la direction principale des contraintes et reste donc ouverte pendant cette phase.

Le faciès 4.38.c présente des formes anguleuses à arêtes vives qui peuvent s'être formées suite à la rupture au sein d'un grain (trait bleu sur la figure 4.38.c). La propagation de fissure est donc de type transgranulaire avec un caractère cristallographique de la rupture favorisé par les fortes vitesses de fissuration atteintes à la fin de la séquence. On note aussi la présence de micro-fissures (flèches oranges sur les figures 4.38.a et 4.38.c) qui sont crées majoritairement selon deux directions comme observé sur le faciès du côté (A1-B2). Ces micro-fissures sont très fines et permettent de deviner la forme de quelques grains (marqueurs oranges autour du grain encadré par un trait bleu sur la figure 4.38.c). Il s'agit donc de micro-fissuration au niveau des joints de grains mettant en évidence la rupture de type intergranulaire. Dans la même figure, nous observons aussi un réseau fin de micro-fissures au sein d'un même grain donnant une indication sur la rupture transgranulaire et aussi sur le fort niveau de chargement appliqué. On en conclut que la rupture est de type mixte dans ce cas.

Par ailleurs, concernant l'observation de ce faciès à proximité de la surface libre (Figure 4.38.b), celle-ci a été capturée pour une longueur de fissure supérieure à celle correspondant à la figure 4.38.a. Ce faciès présente la même morphologie du faciès à cœur (Figure 4.38.a). En revanche, la figure 4.38.d ne permet pas d'observer des stries de fatigue.

En appliquant la même démarche que précédemment pour la détermination de la vitesse de propagation de fissure, sur une zone de stries de fatigue localisée au début de la deuxième séquence, la vitesse est égale à 1.6 10^{-6} m/cycle à cœur du faciès et égale à 1. 10^{-6} m/cycle en surface. Le fait que la valeur mesurée à cœur soit plus élevée que celle trouvée en surface est à nouveau cohérent avec la forme du front de fissure semi-circulaire, figure 4.36.a.

Concernant la fin de la deuxième séquence, la vitesse de propagation de fissure égale à 2. 10^{-6} m/cycle à ce stade de propagation de fissure (Figure 4.36.e). Pour un stade un peu plus avancé (4.38.b), côté (B1-A2), la valeur déterminée est de 2.4 10^{-6} m/cycle.

Pour conclure, l'ensemble de ces valeurs de vitesses de propagation obtenues pour les deux faciès à différents instants de propagation pendant la deuxième séquence de l'essai, sont du même ordre de grandeur que la vitesse calculée en appliquant la méthode optique (Figure 4.11).

Les figures 4.37.a et 4.38.a ont été capturées pour deux séquences différentes ($seq1-(B1-A2)$ et $seq2-(B1-A2)$) et les mêmes constatations peuvent être déduites malgré le changement du taux de biaxialité entre les deux séquences de chargement. On explique cela

par le fait que les deux séquences étaient chacune à effort imposé avec un rapport de charge nul (R=0).

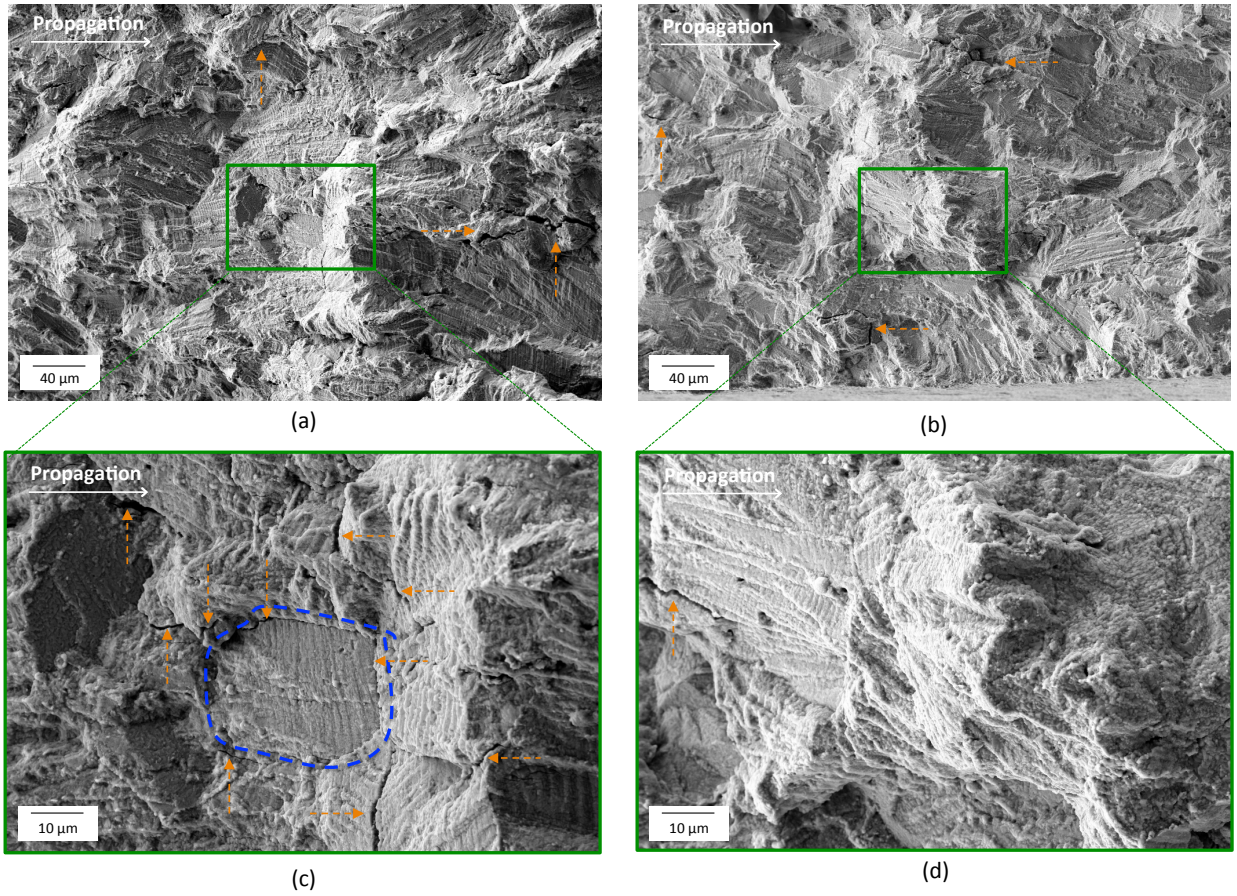


Figure 4.38 – *Observation du faciès SB01 (côté (B1-A2)) pendant la deuxième séquence de chargement (F_A = 25 kN, F_B = 15 kN) : (a) à cœur du faciès , (b) en surface du faciès*

4.4.2.B Observations fractographiques de l'éprouvette SB03

L'essai SB03 s'est déroulé en trois séquences, la première séquence est à effort imposé en équibiaxial (T = 1) pour amorcer et faire propager la fissure suivie de deux séquences à déplacement LVDT imposé en passant de l'équibiaxialité au cisaillement macroscopique. Cet essai nous sert comme référence pour étudier à la fois deux problématiques auxquelles nous nous intéressons :

- l'effet de la nature du chargement imposé sur l'éprouvette (effort / déplacement) pendant les séquences de chargement, du point de vue fractographique et mécanismes d'endommagement,
- l'effet de la zone d'observation (en surface / à cœur) sur le faciès de fissuration.

La surface de rupture présentée dans la figure 4.40 correspond au faciès du côté vérin A2. On distingue les différentes zones : entaille, fissure et rupture monotone. Le front de fissure est à peu près semi-circulaire voire elliptique dans ces configurations d'essai. La forme du front de fissure est identique d'une séquence à l'autre. On en déduit que la fissure se propage de manière similaire en épaisseur malgré le changement de la sollicitation appliquée. Des rivières de fatigue sont observées tout au long de la zone fissurée (comprenant les trois séquences) et sont orientées dans le sens de propagation.

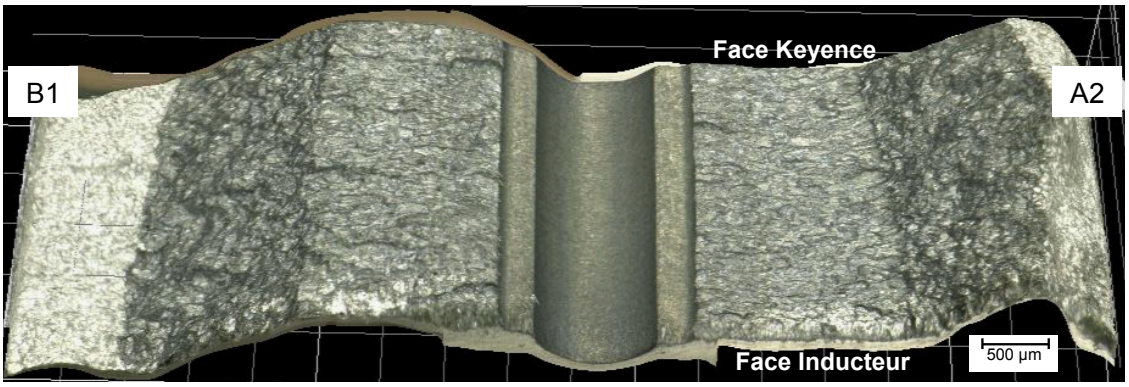


Figure 4.39 – *Observation 3D du faciès de fissuration de l'éprouvette SB03 (côté (B1-A2)) au Keyence*

Les surfaces de fissuration correspondant aux trois rectangles proches de la surface (Figure 4.40) sont présentées à la même échelle dans les figures 4.40.b , 4.40.d et 4.40.e. La première séquence est à effort imposé ($F_A = F_B = 20$ kN) avec un chargement imposé inférieur à celui appliqué pendant l'essai SB01. Ceci peut expliquer l'observation de sites d'amorçage moins nombreux que pour SB01 au niveau du faciès (Figure 4.39) et sur la surface de fissuration (Figure 4.12.a). Cette première séquence étant la plus exposée en temps à l'oxydation, la surface correspondante est couverte d'une couche d'oxyde (Figure 4.40.b). Le faciès correspondant à cette séquence est assez lisse par rapport à la suite de l'essai. La figure 4.40.c montre un détail au sein de cette première séquence et met en évidence différentes tailles d'oxydes. L'épaisseur du film d'oxyde rend l'observation des grains plus difficile. La deuxième séquence, elle aussi équibiaxiale mais à déplacement imposé, se caractérise en revanche par une surface de rupture plus sinueuse. La surface présente aussi des zones matées à cause du contact des lèvres de la fissure quand celle-ci se propage. Ce matage est provoqué par les contraintes négatives atteintes à déplacement imposé.

Des arrêtes anguleuses et des stries de fatigue apparaissent pendant la dernière séquence de cet essai. Cette étape est caractérisée par un cisaillement macroscopique imposé et une vitesse de propagation de fissure très élevée (de l'ordre de 5. 10^{-6} m/cycle à la fin de l'essai). Cette observation ressemble à celle de la séquence en cisaillement macroscopique à effort imposé de l'essai SB01 (Figure 4.38) à l'exception des zones matées sur l'éprouvette SB03. L'effet de l'oxydation est moins prononcé pour des vitesses de propagation de fissure très élevées et en allant vers la fin de la fissuration.

Les stries de fatigue ne sont observables qu'au niveau de la troisième séquence du chargement. Par conséquent, en se basant sur les observations en surface (Figure 4.40.e)

et à cœur (Figure 4.41.e) du faciès de fissuration pendant cette séquence, nous avons calculé la vitesse de propagation de fissure correspondant à chaque cas. Celle-ci a été trouvée égale à 3.5 10^{-6} m/cycle en surface et à 5. 10^{-6} m/cycle à cœur. La figure 4.42 présente l'évolution de la vitesse de propagation de fissure mesurée par la méthode des stries de fatigue pour les deux essais SB01 et SB03.

205

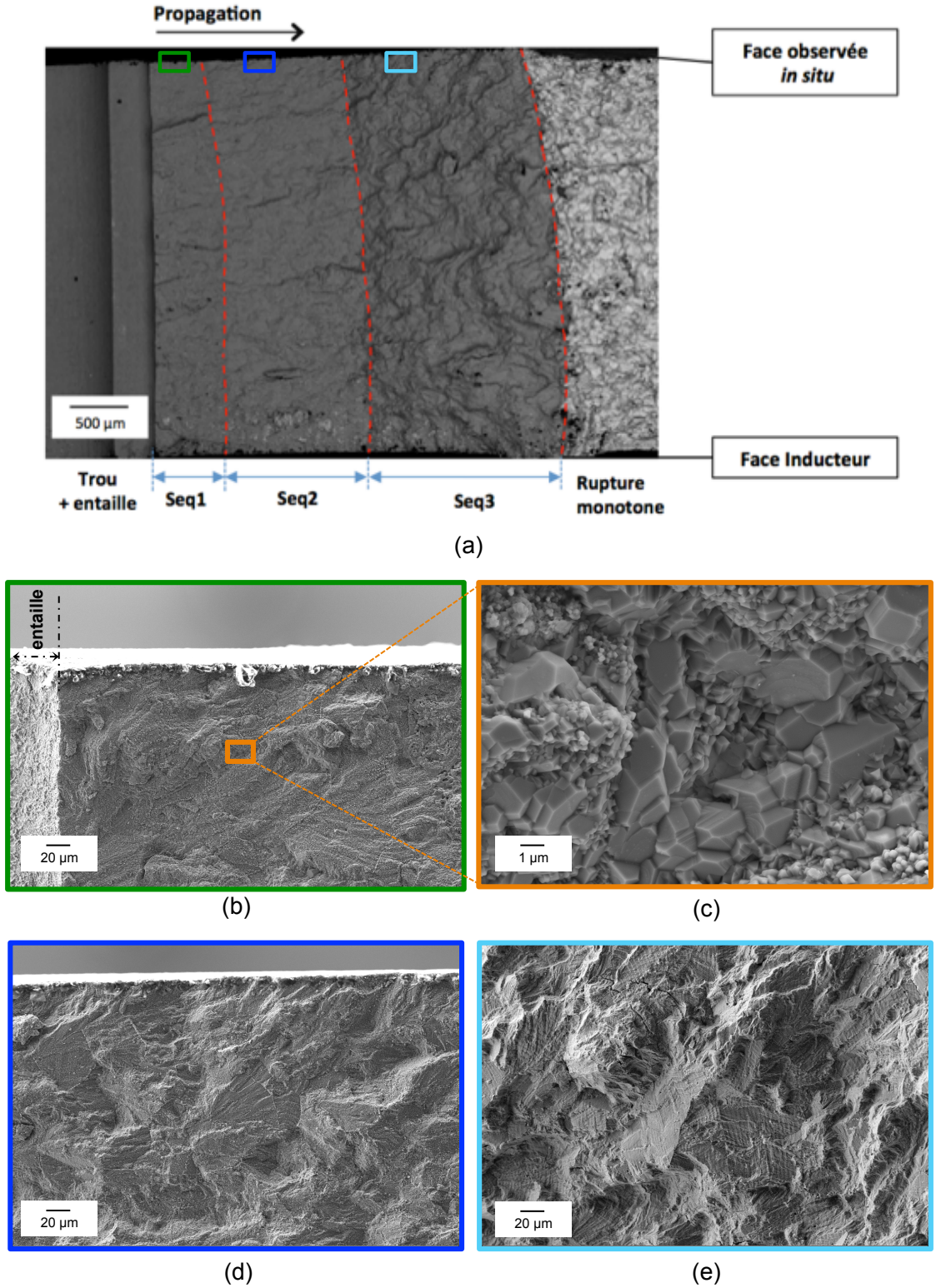


Figure 4.40 – *Observation détaillée en surface du faciès de fissuration SB03 (du côté vérin A2)*

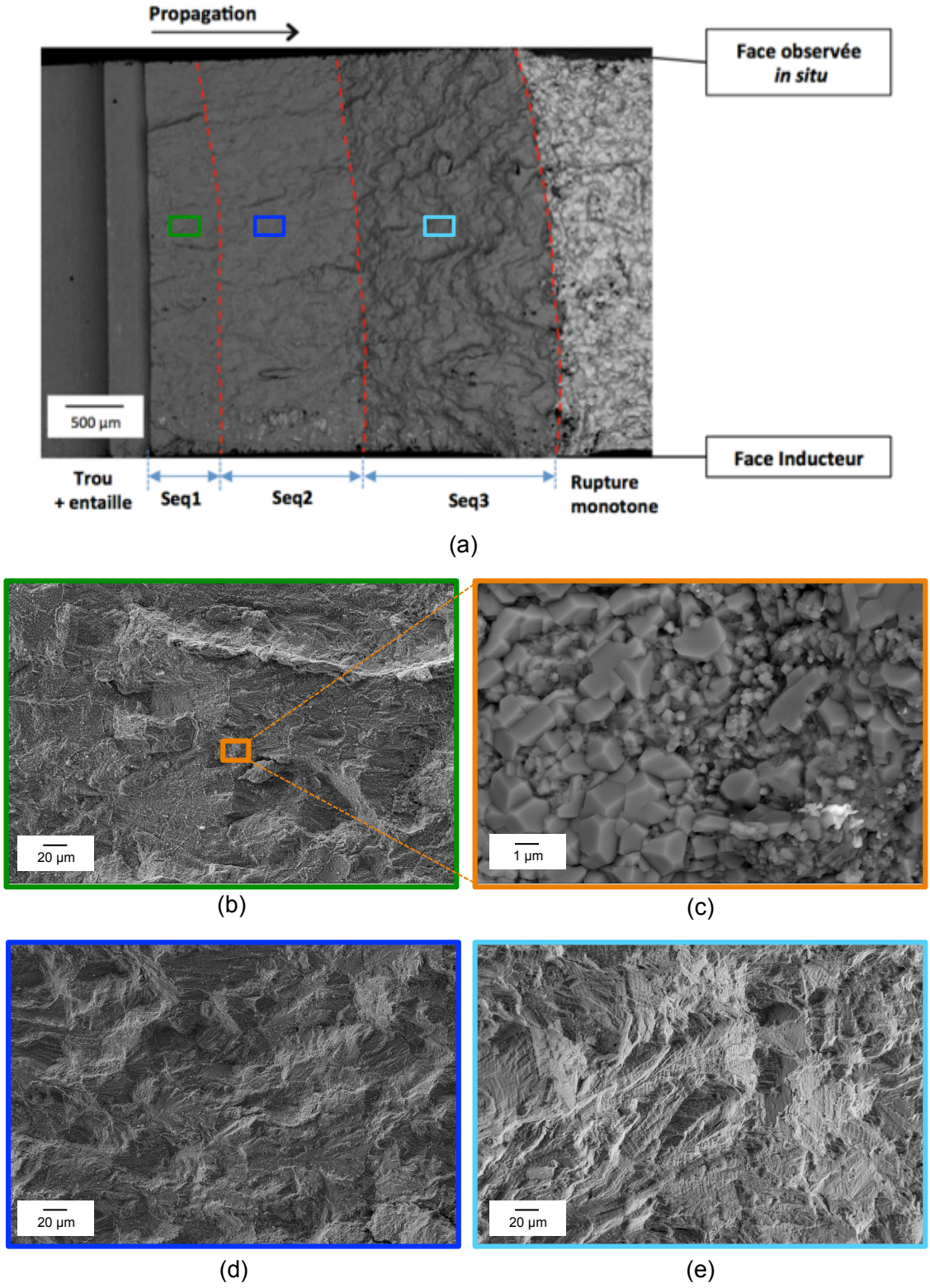
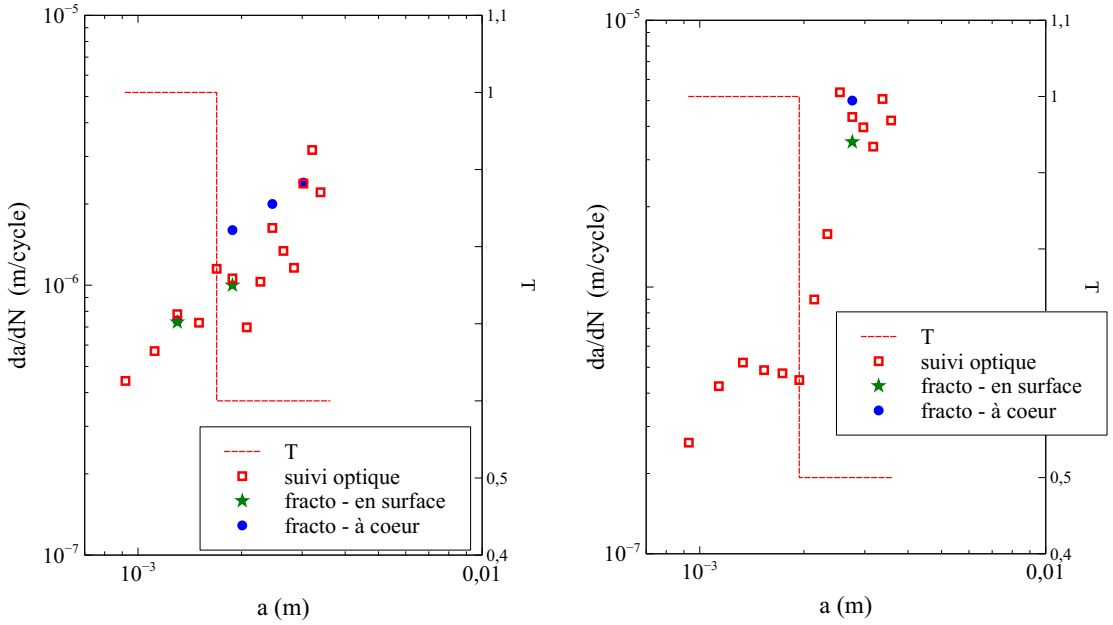


Figure 4.41 – *Observation détaillée à cœur du faciès de fissuration SB03 (du côté vérin A2)*

207



(a) SB01 (b) SB03

Figure 4.42 – *Validation de la méthode de détermination de la vitesse de propagation de fissure pour (a) SB01 et (b) SB03*

4.5 Synthèse

Ce chapitre a permis d'explorer en détail les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissure et l'estimation de la vitesse de propagation de fissure pour différentes conditions expérimentales.

Les essais de fissuration sur éprouvettes cruciformes ont permis, pour différents niveaux et types de chargement, l'estimation des vitesses de propagation dans les conditions de fatigue biaxiale à haute température. Celles-ci présentent un ordre de grandeur élevé (de 10^{-7} m/cycle à 10^{-4} m/cycle). Elles sont plus importantes pour des séquences à déplacement imposé. De plus, elles sont plus élevées pour les séquences à cisaillement macroscopique que pour les cas équibiaxiaux (T≠1). D'autre part, nous avons comparé les vitesses obtenues dans le cas biaxial à celles mesurées sur des éprouvettes SENT (Chapitre 2). Cette comparaison a confirmé l'ordre de grandeur de la vitesse de propagation en fatigue oligocyclique à 900 °C.

Cependant, la difficulté de la détermination expérimentale de la vitesse de propagation par d'autres moyens technique, nous a conduit à utiliser la méthode de suivi optique. Les résultats obtenus à l'aide de cette méthode sont validés par la méthode des stries de fatigue.

Les analyses des chemins de fissure et des faciès de fissuration des essais ont permis de montrer que le type et le niveau du chargement imposé a une influence sur l'endommagement de l'éprouvette. Un amorçage multiple de fissure a été observé sur la surface de l'éprouvette et dans l'épaisseur sur les faciès de rupture pour un haut niveau de chargement. Pour les chargements plus faibles, une seule fissure s'amorce et se propage.

Ces analyses ont également permis d'identifier les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures. Le mode de propagation est mixte à effort imposé et majoritairement intergranulaire en déplacement imposé, ce résultat étant mis en évidence plutôt à l'aide d'observation de surface *in situ* que par l'observation des faciès, comme des EBSD délicats à analyser. Les séquences à LVDT imposé sont cohérentes avec les observations en uniaxial en plasticité généralisée (hauts niveaux de déformation imposée), même si les niveaux de déformation dans la zone centrale de l'éprouvette cruciforme sont plutôt faibles par rapport aux essais uniaxiaux.

La zone plastique est étendue et présente tout le long de la fissuration pour les hauts niveau de chargement. Sa présence est révélée par l'observation du sillage plastique sur le chemin de fissure et par l'écaillage de l'oxydation sur certains échantillons. La plasticité favorise l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure.

On verra en Annexe G que nous avons pu identifier des zones d'oxydes en surface et sur les faciès de propagation qui sont à l'origine de la rupture sur certains faciès (observation d'oxydes rompus en zone de propagation). Une analyse chimique par EDS a été effectuée afin d'identifier la nature de ces oxydes mais nous ne pouvons pas tirer de conclusion sur l'effet de ce phénomène sur la propagation sans investigation supplémentaire sur la pénétration éventuelle des oxydes.

Les essais de fissuration biaxiale réalisés au cours de notre étude constituent une base de données allant des faibles niveaux de déformations à la plasticité généralisée. Nous avons mené une analyse détaillée de la propagation de fissure en mettant en évidence l'impact de la nature du chargement. Ces essais permettront dans le chapitre suivant de modéliser par la méthode des éléments finis, l'éprouvette cruciforme dans différentes conditions de chargement et de température afin d'estimer la vitesse de propagation de fissure.

209

Chapitre 5

Modélisation de la fissuration à haute température en plasticité généralisée

Ce chapitre vise à proposer deux types de modélisations de la propagation de fissure en conditions de fatigue oligocycliques. Elles sont basées sur l'analyse de l'énergie disponible à l'avancée de fissure. La première démarche consiste à proposer un post-processeur d'un calcul éléments finis sans introduction de fissure. C'est donc la plasticité d'entaille qui pilotera l'énergie disponible pour l'avancée de fissure et on utilise la longueur de fissure comme amplificateur de cette force motrice. La deuxième démarche consiste à mailler explicitement l'avancée de fissure et de proposer une modélisation ne tenant compte que des grandeurs mécaniques évaluées sur la géométrie fissurée sans recourir à la notion de longueur de fissure. Nous présentons ici la démarche complète d'identification des deux classes de modèles sur le cas SENT. La complexité des essais biaxiaux nécessite d'analyser les conditions de chargement avant d'envisager la modélisation de la propagation de fissure et constituera une partie de ce chapitre. Enfin, l'application au cas biaxial des modèles identifiés sur le cas uniaxial, permettra de conclure ces travaux.

Sommaire

5.1 Propagation de fissure en conditions uniaxiales **215**
5.1.1 Modélisation du comportement 215
5.1.2 Post-processeur sans insertion de fissure 215
5.1.3 Méthodes éléments finis pour la propagation de fissure 220
5.1.4 Modèles de propagation avec remaillage 225
5.2 Analyse des sollicitations thermiques et mécaniques en conditions multiaxiales **232**
5.2.1 Champ thermique 232
5.2.2 Première approche éprouvette "complète" 234
5.2.3 Deuxième approche éprouvette "réduite" 243
5.3 Propagation de fissure en conditions multiaxiales **253**
5.3.1 Résultats : modèle sans propagation de fissure 253
5.3.2 Influence du champ de température sur la vitesse de propagation de fissure 259
5.3.3 Propagation de fissure et remaillage 261
5.3.4 Modèle basé sur le taux de restitution d'énergie 266
5.4 Synthèse **268**

5.1 Propagation de fissure en conditions uniaxiales

5.1.1 Modélisation du comportement

Dans l'ensemble de ce chapitre, nous utiliserons un modèle de comportement à double potentiel (Tableau 5.1) utilisé efficacement pour le calcul de structure avec ce type de matériaux [Declercq, 1999, Otin, 2007, Desmorat et Otin, 2008], sensible aux effets de vitesse [Chaboche *et al.*, 2013].

Table 5.1 – *Modèle à double potentiel ; écrouissage cinématique et isotrope considérés comme termes "rapide" et "lent" sur la vitesse de déformation*

Partition des déformations	$\underset{\sim}{\varepsilon}^{tot} = \underset{\sim}{\varepsilon}^{e} + \underset{\sim}{\varepsilon}^{p}$
Fonction seuil	$f = \sqrt{\frac{3}{2}(\underset{\sim}{s} - \underset{\sim}{X}) : (\underset{\sim}{s} - \underset{\sim}{X})} - \sigma_y - R$
écrouissage cinématique	$\dot{\underset{\sim}{\alpha}} = \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^{p} - \gamma \underset{\sim}{\alpha} \dot{p}$ $\dot{\underset{\sim}{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\underset{\sim}{\alpha}}$
écrouissage isotrope	$R = R_\infty (1 - e^{-bp})$
Fonction d'écoulement	terme "rapide" $\dot{p}_q = \left\langle \frac{f}{K_N^q} \right\rangle^{N^q}$ terme "lent" $\dot{p}_s \left\langle \frac{f}{K_N^s} \right\rangle^{N^s}$
Déformation plastique totale	$\dot{p} = \dot{p}_q + \dot{p}_s$

5.1.2 Post-processeur sans insertion de fissure

Ce premier modèle, sans insertion de fissure, a été présenté dans le chapitre 1. Il est basé sur la partition en énergie élastique d'ouverture W_e et plastique dissipée W_p (Équations 1.31 et 1.31, Chapitre 1). On notera dans la suite W_e et W_p les énergies élastique et plastique estimées au point de Gauss et w_e et w_p leur moyenne dans un volume donné associé à une longueur caractéristique l_c.

A partir des simulations numériques cycliques, on applique un post-traitement permettant :

- de définir les énergies de déformations élastique W_e et inélastique W_p à chaque point de Gauss de toute la structure ou préférentiellement dans une zone située en fond d'entaille pour une éprouvette de fissuration. Les énergies sont calculées sur un cycle fermé à l'aide d'un post-processeur utilisable dans Zset, *welaswplas* ;
- de déterminer l'énergie moyenne locale w_e et w_p associée à un volume d'analyse choisi a priori ;
- de déduire la vitesse de propagation de fissure associée à partir du modèle :

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\frac{w_e}{\gamma_e(l_c)}\, a\right)^{m_e} + \left(\frac{w_p}{\gamma_p(l_c)}\, a\right)^{m_p} \tag{5.1}$$

215

où γ_e, γ_p, m_e, m_p et λ sont les paramètres du modèle et l_c est la taille caractéristique du volume d'intégration.

- d'estimer à partir des données en vitesse le nombre de cycles pour atteindre une longueur critique a_f à l'aide d'une intégration de type Runge-Kutta, et d'ainsi de calculer la durée de vie associée [Maurel *et al.*, 2009].

Ce modèle a été développé en fatigue oligocyclique pour un acier inoxydable à 300 °C [Maurel *et al.*, 2009] et validé sur le HAYNES® 188 sous chargement uniaxial à 650 °C et 900 °C [Salgado Goncalves, 2013,Maurel *et al.*, 2017] sans insertion de fissure dans le maillage. Il a été aussi appliqué en fatigue oligocyclique pour des alliages d'aluminium [Dézécot, 2016, Wilson, 2017].

Un des paramètres importants de cette analyse est lié au choix de la zone d'analyse des grandeurs énergétiques. En effet, la notion d'intégration dans un volume fini est équivalente à une approche non-locale ou à une distance critique [Morel et Palin-Luc, 2002,Banvillet *et al.*, 2003, Bourbita et Remy, 2016] qui permet d'intégrer les gradients des champs mécaniques associés à une entaille ou une fissure. Pour l'entaille associée à l'éprouvette SENT, on se propose donc d'analyser les grandeurs mécaniques associées [Maurel *et al.*, 2017]. La déformation plastique ε_{yy}^{in} décroit de façon monotone en fonction de la distance mesurée par rapport au fond de l'entaille (Figure 5.2.a). La contrainte σ_{yy} présente un maximum qui n'est pas situé en fond d'entaille conduisant à une évolution non monotone (Figure 5.2.b). Cette zone de maximum de contrainte d'ouverture est similaire à celle constatée sur le facteur de triaxialité des contraintes (Figure 5.2.c).

Les énergies W_e et W_p décroissent en fonction de la distance mesurée par rapport au fond de l'entaille (Figure 5.2.d). La composante W_e présente une évolution similaire à celle observée pour σ_{yy}. Les maxima de contrainte dans la direction de sollicitation, de triaxialité des contraintes et de la composante élastique de l'énergie de déformation locales, ne sont pas localisés en fond d'entaille mais décalés d'une taille associée au rayon d'entaille. Du fond d'entaille au point de maximum local, on observe une augmentation de l'énergie de déformation élastique puis une décroissance de celle-ci.

On cherche alors à identifier un volume dans lequel on va calculer les énergies moyennes w_e et w_p. On associe à ces volumes une longueur caractéristique l_c et on analyse l'évolution de w_e et w_p en fonction de l_c, Figure 5.1. L'amorçage de fissure étant observé systématiquement en fond d'entaille, on préfère obtenir une décroissance monotone de cette énergie. Par conséquent, on peut choisir une taille l_c "au-délà" du pic associé à w_e.

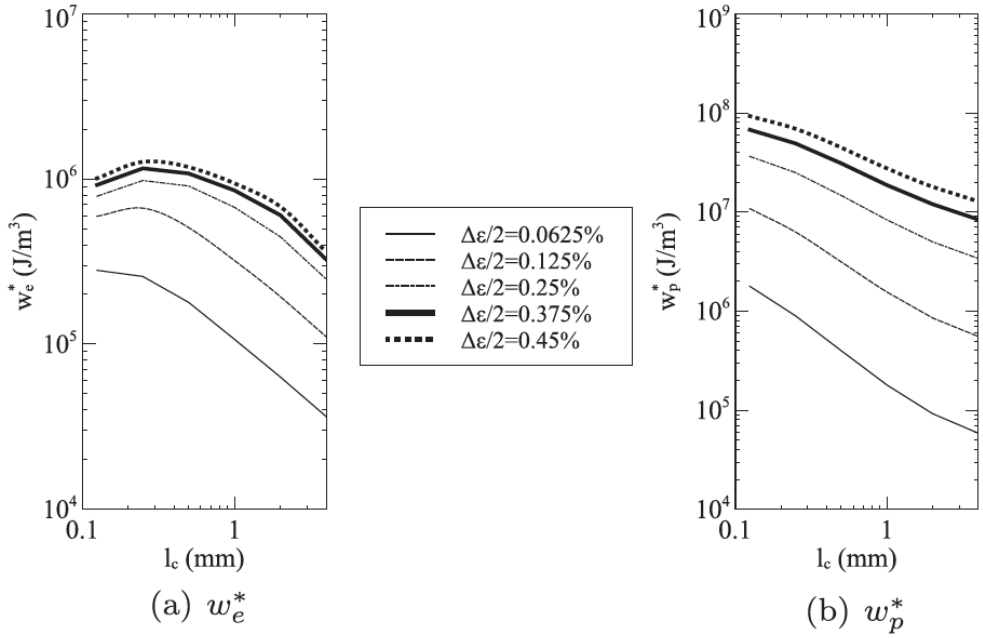


Figure 5.1 – *Évolution des énergies moyennes w_e et w_p en fonction de l_c [Maurel et al., 2017]*

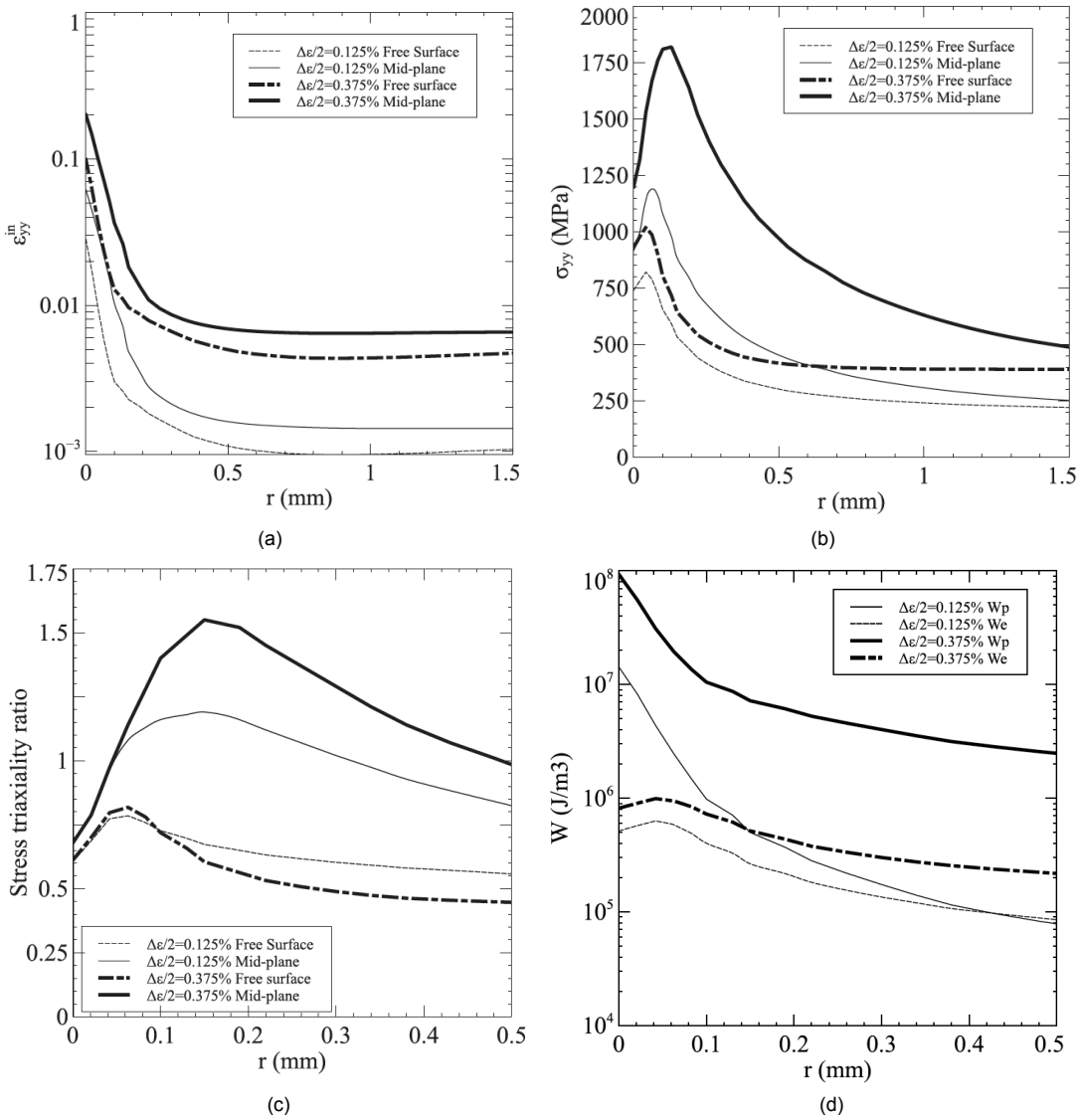


Figure 5.2 – *Évolution de (a) ε_{yy}^{in}, (b) σ_{yy}, (c) triaxialité des contraintes et (d) énergies locales W_e et W_p en fonction de la distance au fond de l'entaille r [Maurel et al., 2017]*

Une analyse de sensibilité permet de tester l'influence du choix du volume de la zone d'analyse sur les paramètres du modèle et par conséquent sur l'estimation de la vitesse de propagation de fissure, Figure 5.3. On constate que pour une taille l_c plus faible que la position du maximum de W_e (i.e. $l_c < 125\,\mu$m), l'identification en vitesse est légèrement moins bonne que pour les autres tailles caractéristiques. En revanche pour $l_c \geq 1$ mm, il est plus délicat de capter la plasticité locale associée aux plus faibles niveaux de déformation et on retrouve une qualité légèrement dégradée de l'optimisation.

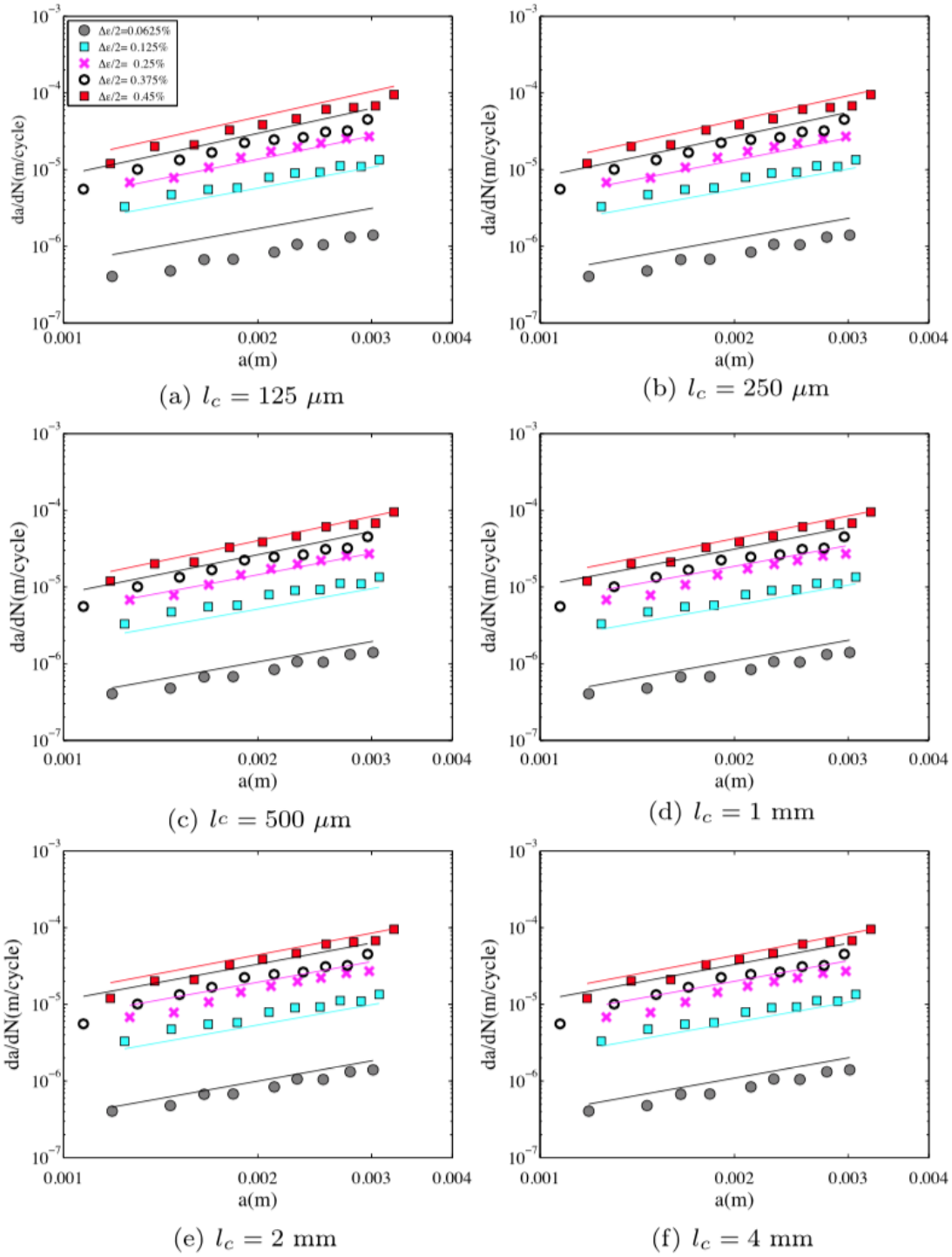


Figure 5.3 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure expérimentale (marqueurs) et modélisée (traits continus) en fonction de la longueur caractéristique l_c [Maurel et al., 2017]*

Compte tenu des résultats et constatations précédents, et afin de dépasser la zone d'évolution non monotone de w_e, nous avons choisi d'appliquer $l_c = 250$ μm. Cette boîte

219

est localisée en fond d'entaille et fera l'objet du calcul en post-processeur.

Ce modèle est très peu couteux et efficace dans de nombreuses configurations, il peut être utilisé par l'analyse expérimentale des énergies de déformation macroscopiques ou pour des cas complexes de structure. En revanche, il perd de sa généralité si on cherche ultérieurement à évaluer la longueur de fissure utilisée dans celui-ci pour une structure complexe. En particulier dans le cadre du programme SEMAFOR, on cherche à établir un cadre de modélisation qui puisse être transposable à tout type de structure où la notion même de longueur de fissure est discutable notamment après déviation de celle-ci pour des cas multiaxiaux. A fortiori, même si on peut définir une longueur de fissure théorique dans n'importe quelle structure, on ne pourra pas obtenir une bonne évaluation en vitesse sans tenir compte de l'avancée de fissure dans le calcul aux éléments finis, et décrire les redistributions de contrainte éventuelles.

5.1.3 Méthodes éléments finis pour la propagation de fissure

A l'instar de la loi de Paris, on cherche ici à proposer un cadre de modélisation par post-processeur applicable au calcul de structure avec introduction explicite de la fissure par technique de remaillage conforme. Un tel cadre a été développé notamment par V. Chiaruttini (ONERA) dans le module Z-cracks appartenant au code de calcul par élément finis Zset [ZsetSoftware,]. Ce développement est initialement destiné aux cas de propagation de fissures tridimensionnelles dans le cadre de la MLR et pour des cas de plasticité confinée. C'est l'objet du programme SEMAFOR de l'étendre au cas de la plasticité généralisée. Nous présentons dans ce paragraphe les hypothèses proposées et les méthodes suivies lors d'un calcul par éléments finis sur un maillage d'éprouvette de type SENT avec insertion et propagation de fissure. Un aperçu théorique de ces modèles sera également présenté. Ensuite, nous exposons les résultats associés à cette application.

5.1.3.A Hypothèses et méthodes

Le module Z-cracks permet :

1. d'insérer une ou plusieurs fissures dans un maillage,
2. de remailler entièrement la structure ou bien la zone au voisinage de la fissure à l'aide d'une technique de remaillage conforme [Distene.fr,],
3. de calculer le taux de restitution d'énergie G et les facteurs d'intensité de contraintes associés en se basant sur l'intégrale de domaine Gθ et la formule de Fourrier,
4. de faire propager selon la loi de Paris [Paris et Erdogan, 1963] si possible sinon selon la loi de propagation en fonction du taux de restitution d'énergie da/dN=C$(\Delta G)^m$ et/ou bifurquer une fissure selon le critère de Sih et Erdogan [Erdogan et Sih, 1963].

La méthode G-θ :

Le module Z-cracks se base sur la méthode G-θ [Destuynder *et al.*, 1983] pour évaluer l'avancée d'une fissure. Le taux de restitution d'énergie G est déterminé par un calcul

d'intégrale de domaine pour le chargement imposé dans le but de faire propager une fissure insérée dans le maillage.

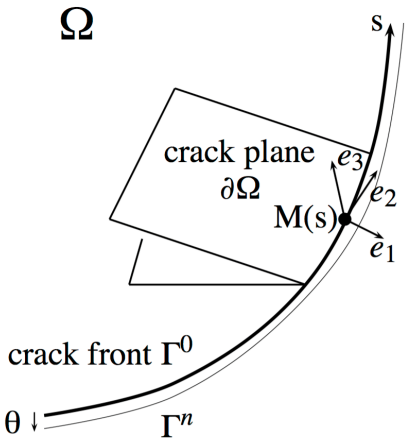


Figure 5.4 – *Schéma de transformation du front de fissure [Zcracks, 2019]*

On définit la transformation F par l'équation 5.2 qui transforme tout point M appartenant au front de fissure Γ^0 du domaine fissuré Ω à tout instant η>0 d'une vitesse θ(M) sur le domaine fissuré Ω^n après propagation (Figure 5.4). θ est un champ virtuel de la vitesse d'extension de la fissure permettant de modifier seulement la position du front de la fissure de Γ^0 à Γ^n.

$$F^n : M \rightarrow M + \eta\theta(M) \tag{5.2}$$

Pour une avancée de fissure θ, le taux de restitution d'énergie G(θ) est évaluée par la dérivée de type Lagrangienne du potentiel d'énergie W :

$$G(\theta) = -\frac{\partial W}{\partial \eta} \tag{5.3}$$

Le taux de restitution d'énergie se détermine sur un nombre de point de contrôle n_p se situant le long du front de fissure (Figure 5.5). Plusieurs formulations sont utilisées à l'aide du module Z-cracks pour l'évaluation de G dans différentes configurations, voir [Zcracks, 2019] pour plus de détails.

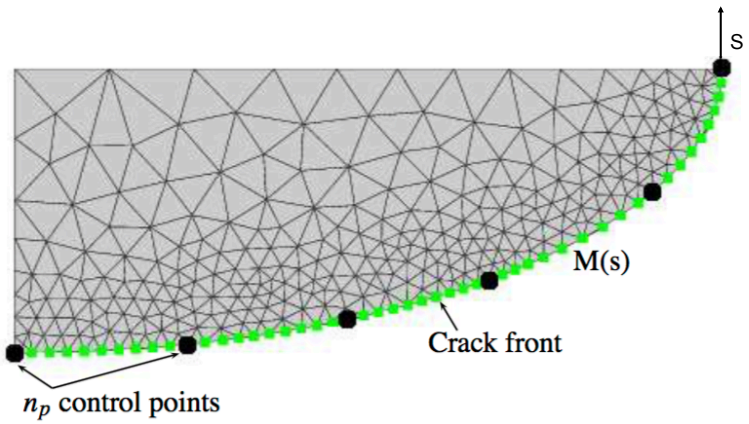


Figure 5.5 – *Maillage d'une fissure et points de contrôle sur le front de fissure [Zcracks, 2019]*

L'invariance de l'intégrale de contour pour un comportement élastique n'est plus valide en cas de plasticité étendue. Nous présentons ici, la solution numérique développée et proposée dans [Zcracks, 2019] et permettant de contourner le problème d'invariance en réintroduisant une valeur caractéristique dans la formule de G_p. Cette solution garantie l'invariance de l'intégrale de contour pour un comportement élasto-plastique.
Une telle approche évalue l'énergie libérée au cours d'une propagation infinitésimale du front de fissure compte tenu d'une évolution élastique du matériau soumis à un champ de contrainte plastique générée par un chargement thermo-visco-plastique. L'équation ci-dessous permet d'évaluer G_p pour une avancée de fissure θ^i :

$$G_p(\theta^i) = \int_\Omega \left[\frac{1}{2}(\sigma : (\varepsilon - \varepsilon^{ae}))\nabla\theta^i - \sigma : (\nabla u \nabla\theta^i) - \sigma : \nabla\varepsilon^{ae}.\theta^i\right] \tag{5.4}$$

où : $\varepsilon^{ae} = \varepsilon - \varepsilon^e = \varepsilon^{th} + \varepsilon^p$

Calcul en post-processeur W_e et W_p dans une boîte de taille finie :

Comme présenté précédemment, ce calcul permet d'évaluer les énergies moyennes w_e et w_p dans une boîte de taille choisie par l'utilisateur de taille caractéristique (l_c). À chaque position de la pointe de fissure, on utilise une zone d'intégration hémisphérique, centrée par rapport à la pointe de fissure (Figure 5.6). Dans la suite, nous n'analyserons que les zones observées en surface, donc pour des volumes correspondant de fait à un quart de sphère centrée à l'intersection entre le front de fissure et la face observée (Figure 5.43).

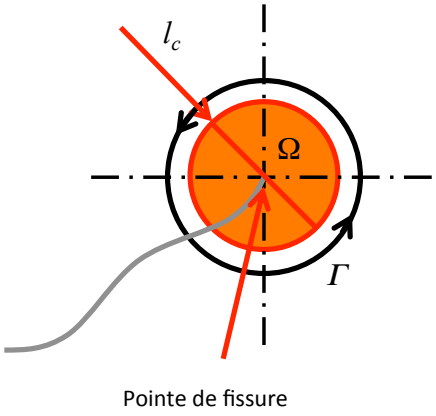


Figure 5.6 – *Maillage d'une fissure et visualisation des points de contrôle sur le front de fissure*

Projection de champ :

Afin de reproduire le sillage plastique, on utilise la projection des variables internes au cours du remaillage pour des positions successives de la fissure. Différentes approches de transfert sont disponibles dans Z-set. Nous utilisons la méthode de transfert par point de Gauss le plus proche (fonction *nearest_gp*). Elle repose sur la recherche directe du point de Gauss le plus proche sur le maillage au pas précédent de chaque point d'intégration du nouveau maillage. Une correction est appliquée qui est basée sur un rééquilibrage local. Il est à noter que pour reproduire efficacement le sillage plastique observé expérimentalement, nous choisissons un pas de propagation, Δa, inférieur à la taille de maille.

5.1.3.B Modélisation des essais réalisés sur éprouvettes SENT

Dans ce calcul, on reprend les mêmes hypothèses de chargement que dans [Maurel *et al.*, 2017]. Le maillage représente la géométrie de l'entaille et la géométrie parallélépipédique de la zone utile. La hauteur de la zone maillée excède toutefois la hauteur de la zone utile afin de tenir compte de la rigidité du montage. On ne modélise qu'une demi-éprouvette. On impose un déplacement normal nul au plan de symétrie (z=0). On impose un déplacement homogène sur chaque extrémité du maillage dans la direction de sollicitation (y=ymax et y=ymin respectivement) et on contrôle a posteriori le niveau de déformation par mesure du déplacement au niveau des points correspondant à la position de l'extensomètre. Le maillage utilisé est un maillage quadratique et on effectue les calculs avec des éléments enrichis d'un degré de liberté supplémentaire décrivant la pression de l'élément considéré. A convergence, cette méthode permet de régulariser efficacement gradients de contrainte et de triaxialité des contraintes, évitant les effets de "damier" souvent observés en cas de forts gradients [Zhang *et al.*, 2018].

De plus, nous utilisons toutes les hypothèses et méthodes concernant la propagation de fissure à l'aide du module Zcracks présentées dans le paragraphe précédent. Afin de conserver des temps de calcul raisonnables en particulier pour les niveaux de déformation élevés, nous avons choisis une taille de maille minimale en pointe de fissure de 50 μm, Tableau 5.2. Pour la

bonne représentation du sillage plastique, l'incrément de fissure maximal testé est de 20 μm. La propagation est ici estimée pour 50 positions de fissures successives soit une croissance de fissure sur une plage de 1 mm.

Table 5.2 – *Estimation des tailles de problème et des temps de calcul au deuxième pas de propagation et temps global*

$\Delta\epsilon/2(\%)$	N DDL	Taille (Go)	Temps CPU (s) / position	Temps CPU total (j)
0.0625	$\simeq$ 130000	$\simeq$ 3	1.2 10^4	1
0.375	$\simeq$ 130000	$\simeq$ 3	5.9 10^4	22

La fissure insérée dans le maillage a la forme d'un disque plan normal à la direction de sollicitation, excentré par rapport à l'entaille de sorte que seul le plan de symétrie soit partiellement fissuré (profondeur initiale de 100 μm) alors que le bord libre n'est pas fissuré. La zone d'entaille non fissurée correspond à une profondeur de 200 μm environ. Les simulations de propagation sont réalisées sans critère de bifurcation de fissure, la fissure va donc se propager sans déversement.

Un contact non frottant est imposé entre les lèvres de fissures. En cas de contact détecté au voisinage du front de la fissure, la valeur de G retournée est supposée nulle [Zcracks, 2019].

5.1.3.C Champs de déformation et de contrainte

En guise d'exemple, nous présentons après propagation le champs de contrainte pour la composante dans la direction de sollicitation, au minimum du cycle, σ_{22} Figure 5.7. Le maximum de contrainte est très localisé dans la zone côté surface libre, Figure 5.7(a), et nettement plus étendue sur le plan de symétrie, Figure 5.7(b). On remarque également que les gradients sont bien représentés sans oscillation de contrainte au sein d'un élément.

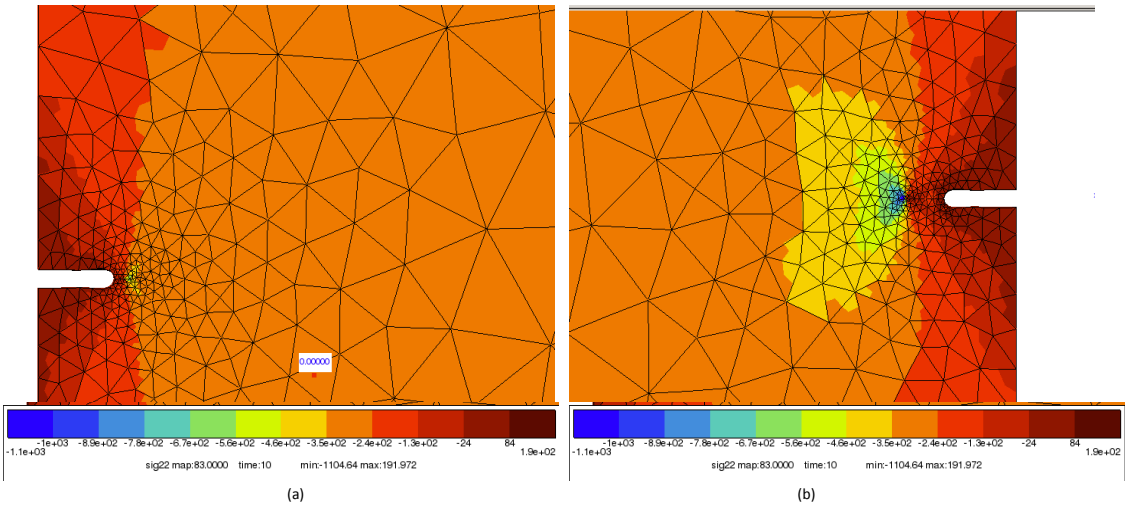


Figure 5.7 – *Composante σ_{22} au minimum du cycle pour $\varepsilon/2 = 0,250$ % et R_ϵ=0 (a) surface libre (z=2 mm) et (b) plan de symétrie (z=0)*

5.1.4 Modèles de propagation avec remaillage

5.1.4.A Évolution de G, We et Wp

À partir des modélisations de la propagation de fissure développée ci-dessus, nous pouvons par la méthode G-θ extraire en chaque point d'un cycle l'évolution de G le long du front de fissure. Comme détaillé précédemment, on peut cette fois-ci sur un cycle de chargement complet, extraire les énergies de déformations w_e et w_p définies par les équations 5.1.
La figure 5.8 présente l'évolution de G_{max} et des énergies w_e et w_p en fonction de la longueur de fissure. Ces calculs ont été effectués pour chacun des quatre niveaux de déformation et évalués pour une taille de boite $l_c = 250$ μm.

On distingue deux domaines pour chacune des grandeurs énergétiques, une décroissance puis une croissance de celles-ci. Le premier domaine est lié à la plasticité de l'entaille. Le second est lié à la propagation de fissure. L'amplification des énergies est observée pour des fissures suffisamment longues. En revanche, alors que l'effet d'entaille est mis en évidence pour w_e et w_p quel que soit le niveau de déformation simulé (Figure 5.8.b), on n'observe cet effet sur G_{max} uniquement pour les deux niveaux de déformation les plus faibles, Figure 5.8.a.

On constate que G_{max} et w_p évoluent avec le chargement appliqué de façon relativement similaire : pour les niveaux de déformations testés, les courbes dans une échelle log-log sont réparties régulièrement. Pour l'énergie de déformation élastique, w_e, on observe d'une part une valeur inférieure à w_p au plus faible niveau de sollicitation. D'autre part, l'évolution avec le niveau de déformation appliqué montre une certaine saturation aux valeurs les plus élevées. Ceci étant sans doute lié à la saturation de la contrainte pour le comportement même du matériau testé (cf Chapitre 2).

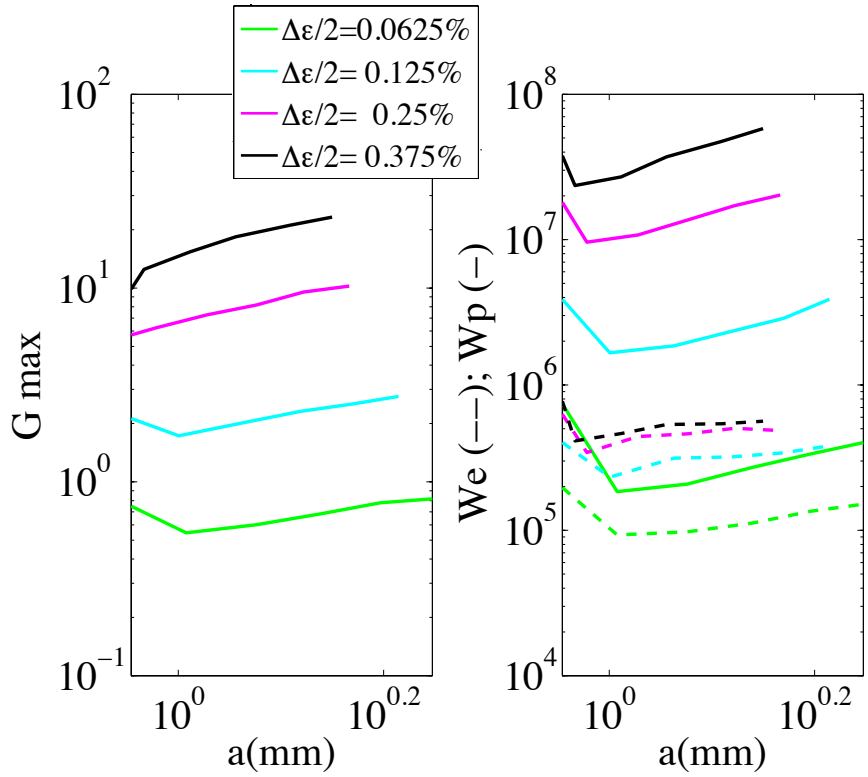


Figure 5.8 – *Évolution de (a) $G_{\max}$ et de (b) w_e et w_p en fonction de la longueur de fissure pour différents niveaux de déformation imposés*

5.1.4.B Analyse par G seul

La première proposition du modèle que nous cherchons à tester est un modèle de Paris basé sur l'évaluation du taux de restitution d'énergie, a priori adapté aux cas de plasticité confinée (cf par exemple [Ammar *et al.*, 2014]). Comme les chargements testés sont réalisés à $R_\epsilon = 0$, le contact est observé systématiquement pour l'ensemble des configurations testées et on choisit de faire l'approximation $\Delta G = G_{\max}$. C'est-à-dire que nous évaluons :

$$\frac{da}{dN} = C(G_{\max})^m \tag{5.5}$$

Pour reproduire la pente globale des différents essais, on fixe $m = 1.5$. Enfin, si ce modèle est valide quel que soit le niveau, nous pouvons choisir un seul niveau pour identifier le paramètre C. Nous avons ici privilégié le cas $\Delta\epsilon/2 = 0.0625\%$, car il correspond au plus faible niveau de déformation plastique. On constate alors que la vitesse de propagation de fissure n'est correctement reproduite qu'aux deux plus faibles niveaux de déformation, $\Delta\epsilon/2 = 0.0625\%$ et $\Delta\epsilon/2 = 0.125\%$, et que pour les autres configurations la vitesse prédite dépasse jusqu'à une décade la vitesse expérimentale, Figure 5.9. Nous avons volontairement laissé sur ces graphes en vitesse l'ensemble des données expérimentales : même si le plus fort niveau n'est pas modélisé ici, $\Delta\epsilon/2 = 0.45\%$, il est indicatif d'une limite "physique" de la vitesse de propagation observée expérimentalement. Pour ce modèle, le fait de dépasser très

largement cette dernière vitesse au niveau de déformation inférieur modélisé $\Delta\epsilon/2 = 0.375\%$, constitue bien une mise en défaut d'une telle formulation.

Les paramètres identifiés pour l'ensemble de ces modèles est présenté Table 5.3.

Table 5.3 – *Valeurs des paramètres identifiés pour les modèles de propagation avec remaillage pour l_c=250 μm, pour les modèles décrits ci-dessus.*

m	C	λ (μm)	m_e	w_e^* (J/m^3)	m_p	w_p^* (J/m^3)	G^* (J/m^2)
1.5	$8.7\,10^{-7}$	140	1.5	$4.8\,10^6$	1.5	$2.3\,10^8$	$1.24\,10^6$

On constate également pour les vitesses les plus faibles que la présence de l'entaille conduit à une accélération notable de la fissure pour les plus petites longueurs de fissures, ce qui est associé directement au même constat sur l'évolution de $G_{\max}$ (Figures 5.8.a et 5.9.a). Cet effet peut être attribué à un effet de type fissure courte, mais les dépouillements de ces essais de propagation ne sont pas adaptés à une telle analyse.

On retient qu'un modèle de type Paris, basé uniquement sur $G_{\max}$ ne permet pas de reproduire l'ensemble des données expérimentales en vitesse de propagation de fissure. Des tests similaires ont été réalisés, avec un modèle en loi puissance, avec ΔG, pour lequel la situation était encore dégradée, c'est pourquoi nous ne présentons pas ici ces résultats.

5.1.4.C Lois de propagation par sommation

On a constaté l'insuffisance d'un modèle à un seul terme ci-dessus mais également que les modèles basés sur la partition de l'énergie utilisés en post-processeur "statique", c'est-à-dire sans maillage de la propagation de fissure, tiraient bénéfice de la sommation de deux lois puissances pour enrichir la description des vitesses de propagation. En outre, on a mis en évidence que les évolutions de w_p et G étaient assez semblables avec le niveau de déformation appliqué, conduisant à un écart important d'énergie estimée pour chaque niveau testé (Figures 5.8.a et 5.8.b). À l'inverse, la saturation de w_e observée en modélisation de la propagation est proche de la relative saturation en vitesse observée expérimentalement avec le niveau de déformation appliqué, Figure 5.8.b.

En se basant sur le modèle de [Maurel *et al.*, 2017], nous proposons ici deux modèles similaires qui reposent sur la sommation d'un terme d'énergie de déformation élastique moyen w_e et d'un terme soit lié à l'énergie de déformation plastique w_p, soit lié au taux de restitution d'énergie $G_{\max}$ estimé par intégrale de domaine.

La première formulation correspond au cas dérivé de [Maurel *et al.*, 2017], équation 5.1, où on choisit d'éliminer la dépendance en a explicite :

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\frac{w_e}{w_e^*}\right)^{m_e} + \left(\frac{w_p}{w_p^*}\right)^{m_p} \tag{5.6}$$

où λ est un paramètre associé à une longueur caractéristique du matériau (par exemple une taille de grain), w_e^* et w_p^* sont les coefficients et m_e et m_p sont les exposants des termes élastique et plastique respectivement.

La deuxième formulation correspond au cas précédent où on remplace le terme w_p par un terme associé au taux de restitution d'énergie $G_{\max}$:

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\frac{w_e}{w_e^*}\right)^{m_e} + \left(\frac{G_{\max}}{G^*}\right)^{m} \tag{5.7}$$

où λ est un paramètre associé à une longueur caractéristique du matériau (par exemple une taille de grain), w_e^* et G^* sont les coefficients et m_e et m sont les exposants des termes élastique et associé au taux de restitution d'énergie respectivement.

La pente $m = 1.5$ choisie précédemment est efficace pour le premier niveau de déformation en utilisant le modèle avec un seul terme en $G_{\max}$. Le coefficient λ est conservé identique à celui choisi pour le post-processeur dans sa version initiale. Ce paramètre n'a pas d'influence de toutes façons sur la qualité du modèle, il ne permet que de proposer une approche rationnelle des différents termes à identifier. Ici, c'est le choix des exposants des lois puissances et des rapports entre coefficients qui pilotera la qualité du modèle. Nous imposons a priori $m_e = m_p = m = 1.5$. La stratégie d'identification consiste à nouveau à utiliser le niveau le plus faible de déformation $\Delta\epsilon/2$ =0.0625 % pour le terme le plus sensible à faible déformation soit $\left(\frac{w_e}{w_e^*}\right)^{m_e}$. L'exposant étant fixé, cela revient à identifier uniquement le terme w_e^*. Pour les deux modèles ci-dessus, il ne reste qu'à identifier les coefficients respectifs w_p^* et G^*. Ceux-ci sont obtenus par minimisation globale de l'écart au sens des moindres carrés entre vitesses mesurées et modélisées, en prenant soin d'exclure les points correspondant à l'effet de type fissure courte.

On constate que la qualité des deux modélisations proposées est nettement améliorée par rapport au modèle de type Paris formulé en G : les vitesses les plus élevées sont correctement prédites même si elles sont surévaluées au niveau le plus élevé.
L'écart entre modèle et expérience reste limité et ne semble pas diverger avec la longueur de fissure. Cet écart semble se réduire en utilisant le modèle où le terme w_p a été substitué par le terme en G_{max} sans qu'il soit aisé de déterminer quel est le meilleur modèle dans ce cas sans modélisation pour des fissures plus longues. Même imparfaite, cette identification présente un très bon compromis sur la plage de déformations testées et de vitesses associées.

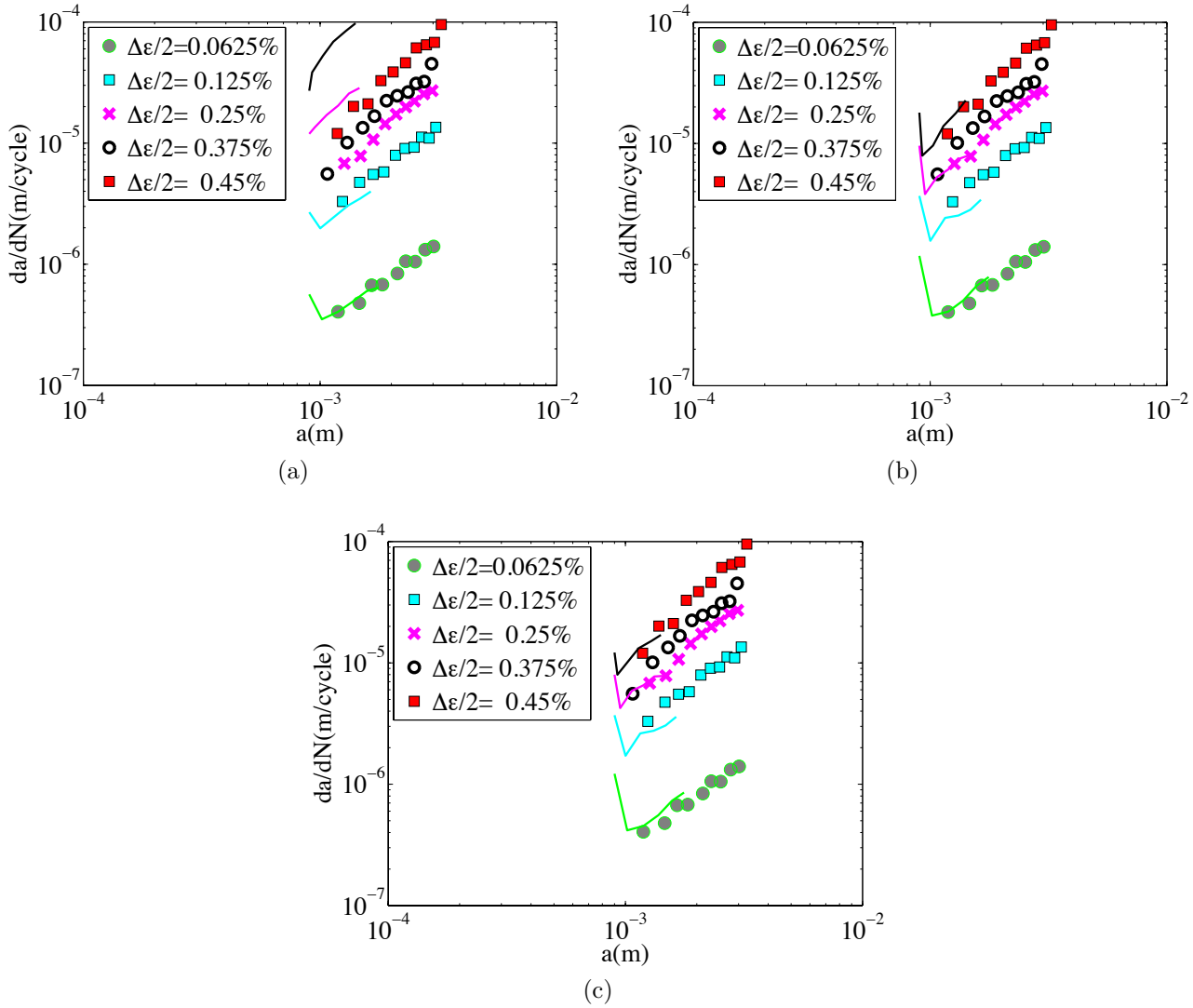


Figure 5.9 – *Modélisation de la vitesse de propagation de fissure (a) modèle en $G_{\max}$, (Éq. 5.5) (b) modèle en partition w_e et w_p, (Éq. 5.6) et (c) modèle en partition w_e et $G_{\max}$ (Éq. 5.7)*

Discussion :

On a montré ici que la propagation de fissure était mal évaluée par un modèle en G seul. L'apport d'un deuxième terme est évident pour les cas testés. Même si on peut se satisfaire du résultat obtenu ici pour la première fois en propagation de fissure avec remaillage, on peut s'interroger sur quelques points. En particulier, pourquoi la vitesse au niveau de déformation le plus élevé est-elle surévaluée ? Une première piste de réflexion nous impose de revenir à l'analyse expérimentale développée pour ces essais au Chapitre 2. On a en effet montré que pour les niveaux de déformations intenses (niveau de déformation appliqué élevé ou fissures longues), la fissure principale se développait dans un réseau de micro-fissures. C'est donc dans un matériau endommagé que se propage de fait la fissure que l'on cherche à modéliser. C'est sans doute ici une limite d'une approche découplée comme nous proposons ici que de

229

ne pas tenir compte de façon directe de la modification de comportement dans une zone en avant de la pointe de fissure.

Toutefois on remarque que l'optimisation obtenue par un modèle sans propagation de fissure est plus précise, (Figure 5.3), même si on retrouve quelques écarts de tendance d'une courbe à l'autre, c'est-à-dire que les vitesses sont parfois sur- ou sous-évaluées. Ces écarts sont symptomatiques du choix de modèle proposé où le choix de l'exposant pilote de facto la pente de la courbe de propagation modélisée mais également la distance entre courbes en fonction des niveaux de déformation appliqués. D'autres formulation de modèle seraient nécessaires pour limiter cette interdépendance.

Il reste à valider cette démarche pour des fissures plus longues. Ces simulations n'ont pas été réalisées faute de temps notamment pour les niveaux de chargement les plus élevés et posent de toute façon la pertinence du cadre de modélisation adopté avec une fissure plane sans déversement. En effet on a observé expérimentalement, que le déversement de fissure était significatif pour les niveaux de déformation supérieurs à $\Delta\epsilon/2 = 0.25\%$ (Chapitre 2). On peut mailler une fissure déversée, comme cela a été proposé dans [Abecassis, 2017], et on constate alors que les modes de cisaillement hors-plan contribuent à l'avancée de fissure. En guise d'exemple, on peut évaluer les champs d'énergie de déformation plastique, W_p local, dans un cas déversé pour une simulation réalisée sans propagation de fissure, Figure 5.10. Cette simulation a été réalisée sans propagation de fissure sur une géométrie complète car le déversement de fissure induit une perte de symétrie.

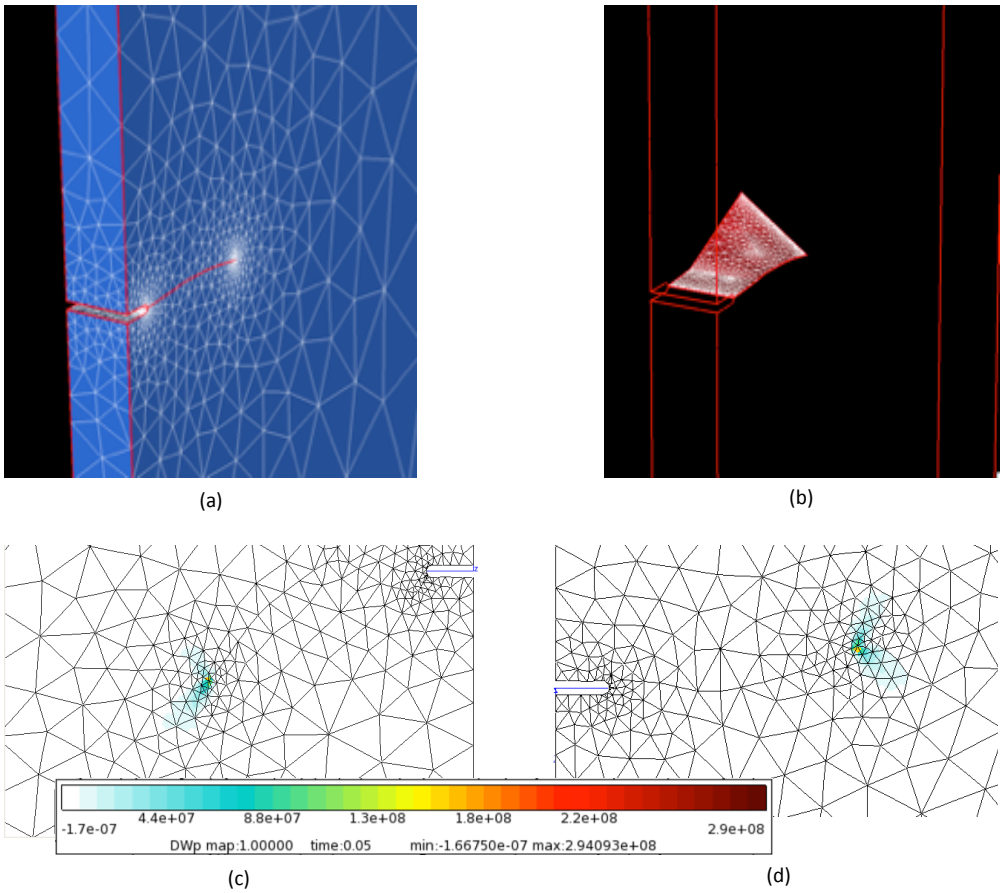


Figure 5.10 – *(a) maillage de l'éprouvette avec fissure déversé (b) mise en évidence da fissure par transparence. Énergie de déformation plastique W_p pour les faces (c) avant et (d) arrière correspondant à la perspective utilisée pour (a) et (b)*

Pour une taille de zone d'intégration (l_c) fixée à 250 μm, on atteint une différence de 30 % d'énergie de déformation plastique. Cette analyse met en évidence la dissymétrie des chargements et la complexité des localisations plastiques notamment sur la surface libre. L'effet de cisaillement hors-plan mis en évidence par les faciès de rupture est sans doute utile à la modélisation, mais alourdit encore les temps de calcul. Or, nous devons avancer sur la connaissance de l'impact de la multiaxialité du chargement sur la vitesse de propagation pour pouvoir tirer profit de ces informations. C'est l'objet de la suite de ce chapitre.

231

5.2 Analyse des sollicitations thermiques et mécaniques en conditions multiaxiales

L'essai développé dans cette étude pour la propagation de fissures en conditions multiaxiales à haute température pose de nombreuses questions pratiques concernant les hypothèse de modélisation. Nous présentons dans un premier temps l'analyse proposée pour tenir compte des gradients de température puis nous analyserons différentes représentations géométriques et conditions aux limites adoptées.

5.2.1 Champ thermique

Le champs thermique expérimental a été obtenu à l'aide d'un système de chauffage par induction en utilisant l'inducteur spécifique de type *pancake* (paragraphe 3.3 du chapitre 3). La thermographie infrarouge a permis d'enregistrer le champs thermique avant, pendant et/ou après chaque essai.

Dans ce paragraphe, nous présentons la démarche suivie et proposée pour la détermination du champs thermique numérique. Pour ce faire, on se base sur l'essai SB01 dont la mesure de température par thermographie infrarouge a été réalisée avant d'imposer le chargement mécanique. A l'aide de cet enregistrement (Figure 5.11.a), des profils de température ont été extraits selon les deux axes x pour tout y (Figure 5.11.b) et y pour tout x (Figure 5.11.c).

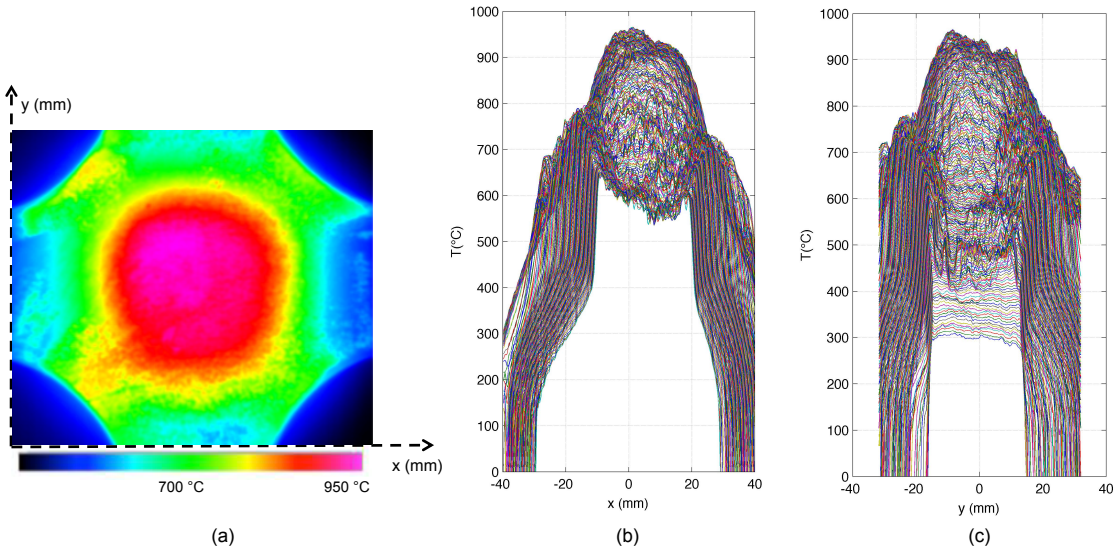


Figure 5.11 – *(a) Champs thermique expérimental enregistré par thermographie infrarouge, (b) selon l'axe x et (c) selon l'axe y (chaque courbe correspond à un profil de température mesuré perpendiculairement à l'abscisse utilisée)*

L'axe *midx* tracé sur la figure 5.12.a définit le centre de l'image capturée par la caméra thermique et correspond à l'axe dans la direction X. Compte tenu de la symétrie du champs thermique expérimental observé (Figure 5.11.a), nous proposons dans un premier temps que

232

le profil tracé selon l'axe *midx* soit notre référence pour définir le champ thermique numérique (Figure 5.12.b). En se basant sur ce résultat, nous proposons un champs thermique numérique simplifié.

On définit une fonction analytique représentant le profil du champs expérimental selon cette direction. Nous supposerons que la température :

- est uniforme et égale à 900 °C au centre de l'éprouvette, dans une zone circulaire de diamètre 30 mm ;
- est homogène dans l'épaisseur de l'éprouvette ;
- diminue du centre vers les extrémités de l'éprouvette de façon linéaire, la décroissance étant estimée à l'aide du profil expérimental (Figure 5.12.b).

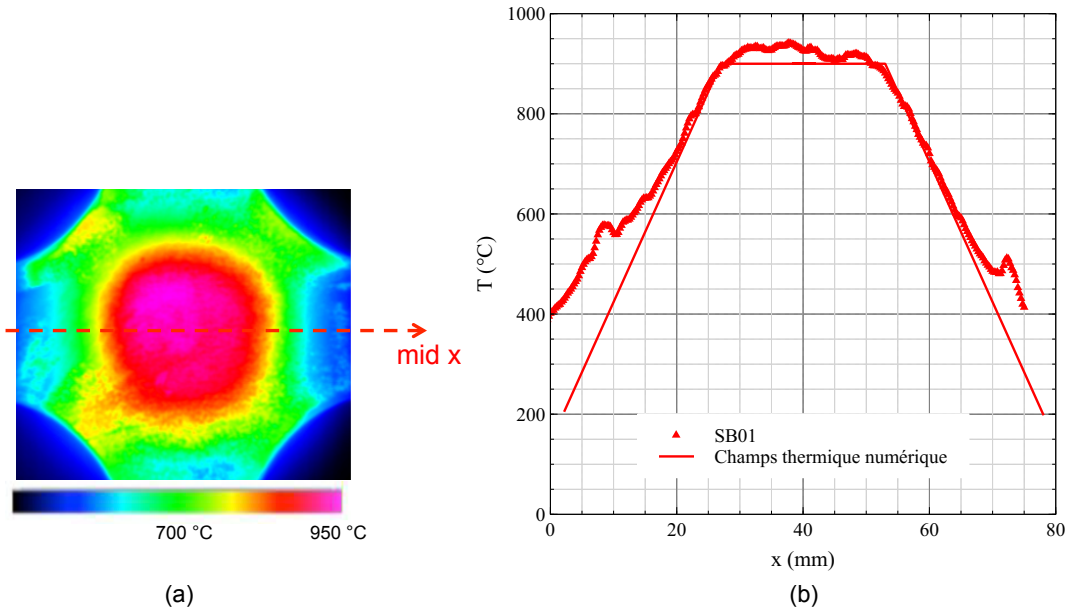


Figure 5.12 – *(a) Direction midx choisie comme référence et (b) évolution de la température mesurée selon midx et modélisation proposée*

Nous supposons par conséquent que la température est isotherme au voisinage de la zone de propagation de fissure. Cette hypothèse a été adoptée compte tenu de la faible variation de température constatée expérimentalement dans cette zone (Chapitre 3). De plus aucune de nos mesures ne montre une fissure se propageant dans des zones à température supérieure à 900 °C.

Le diamètre de la zone centrale supposée isotherme a été respecté (Figure 5.12.b). Par ailleurs, la caméra thermique ayant permis de mesurer le champs thermique expérimental seulement sur la zone utile de l'éprouvette. Au niveau des bras de l'éprouvette : la température n'a été mesurée en se basant sur les enregistrements des thermocouples. Nous proposons donc de tester différents gradients de température dans la zone restante du maillage de l'éprouvette cruciforme.

Trois cas ont été testés. Le point en commun entre les trois propositions est d'imposer une température isotherme au centre de l'éprouvette.

- La première proposition est de maintenir une température constante dans toute la zone restante (Figure 5.13.a).
- En revanche, des mesures de température à l'aide de thermocouples de type K à différents endroits de la surface restante ont montré que la température diminue en allant vers les mors. Par conséquent, une fonction d'interpolation a été appliquée en respectant les mesures en température. Cette hypothèse est plus réaliste de point de vue mesure de température (Figure 5.13.b). Par contre, l'inconvénient majeur c'est qu'elle induit des points de singularité aux extrémités du maillage. Vu la forme circulaire appliquée lors de l'interpolation, la température n'est pas constante aux extrémités du maillage qui sont les points d'application du chargement imposé.
- Supposons que la température ne varie pas selon la largeur du bras, une interpolation linéaire permet de résoudre le problème et éliminer les points de singularité (Figure 5.13.b). En effet, un post-traitement des champs enregistrés par la thermographie IR a permis de valider cette hypothèse (voir paragraphe 3.3 du chapitre 3).

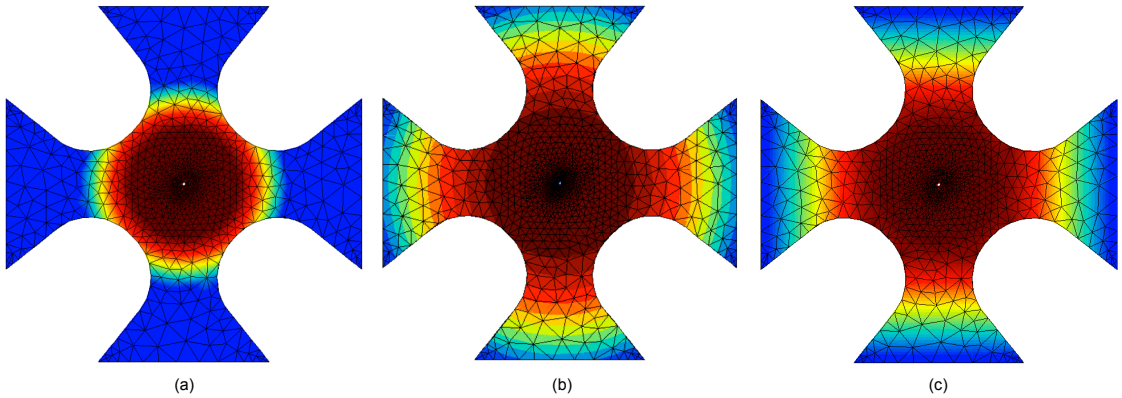


Figure 5.13 – *Trois hypothèses de modélisation du champs thermique en dehors de la zone de mesure par TIR*

Une analyse de sensibilité a été effectuée sur la l'influence de la forme du champs thermique numérique et du centrage de la zone uniforme sur les résultats du calcul. Cette analyse sera présentée dans un paragraphe suivant (paragraphe 5.2.3.D).

5.2.2 Première approche éprouvette "complète"

Dans cette partie, nous présentons la première approche du calcul par éléments finis développée afin de modéliser les essais biaxiaux réalisés dans notre étude. Ces calculs sont élaborés en appliquant un gradient thermique comme défini dans le paragraphe 5.2.1. Cette première approche est régie par deux hypothèses majeures :

- l'éprouvette cruciforme est représentée globalement jusqu'à l'intersection entre mors et éprouvette au niveau des capteurs LVDT,
- toutes les séquences de chargement sont modélisées à effort imposé.

5.2.2.A Maillage

Les calculs par éléments finis ont été réalisés en utilisant le logiciel ZéBuLoN [ZsetSoftware,]. Ces calculs sont effectués à l'aide d'un maillage EF 3D représentant la géométrie de l'éprouvette cruciforme et de l'entaille centrale sans représentation de la fissure (Figure 5.14 et Figure 5.15). L'éprouvette, étant de 197 mm d'arrête, n'est modélisée que par 102 mm qui est la distance entre les deux capteurs LVDT sur la même direction (Figure 5.14.a). Cette hypothèse a été prise pour se référer au déplacement LVDT imposé et mesuré expérimentalement. Le maillage 3D a pour épaisseur 3 mm (Figure 5.14.b). L'éprouvette a été modélisée à l'aide d'éléments quadratiques c3d8.

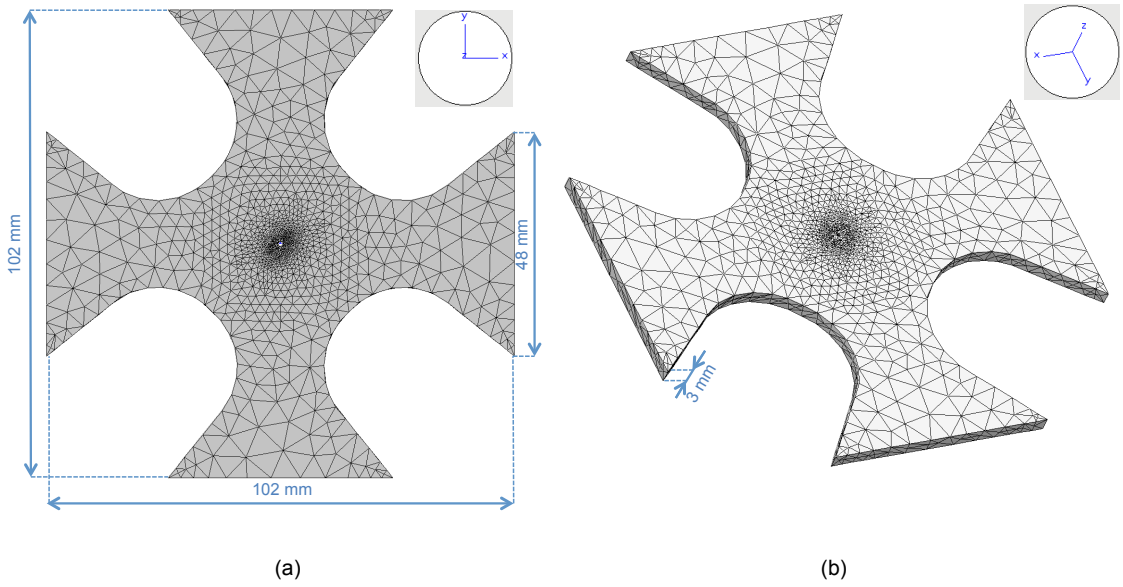


Figure 5.14 – *Maillage 3D de l'éprouvette cruciforme*

Au voisinage du trou central et de l'entaille (Figure 5.15), un raffinement de maillage a été imposé avec une taille d'élément minimale de 50 μm en fond d'entaille.

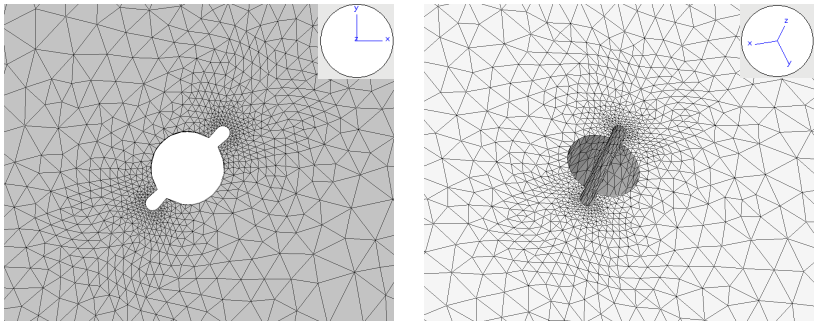


Figure 5.15 – *Maillage au centre de l'éprouvette au voisinage de l'entaille*

5.2.2.B Conditions aux limites et chargements

Le matériau est supposé homogène et isotrope, son comportement étant modélisé à l'aide d'une loi élasto-visco-plastique à deux écrouissages cinématiques non-linéaires (Chaboche) [Declercq, 1999, Otin, 2007, Desmorat et Otin, 2008] présentée précédemment, Tableau 5.1.

Rappelons qu'un essai biaxial se déroule d'une façon séquentielle :

- une étape de chauffage préliminaire permet d'atteindre la température de consigne,
- le chargement mécanique de fatigue débute après stabilisation du champs thermique expérimental et il est appliqué sous différentes séquences selon les conditions du chargement de l'essai, où l'on varie le taux de biaxialité et le niveau de chargement sur chaque axe.

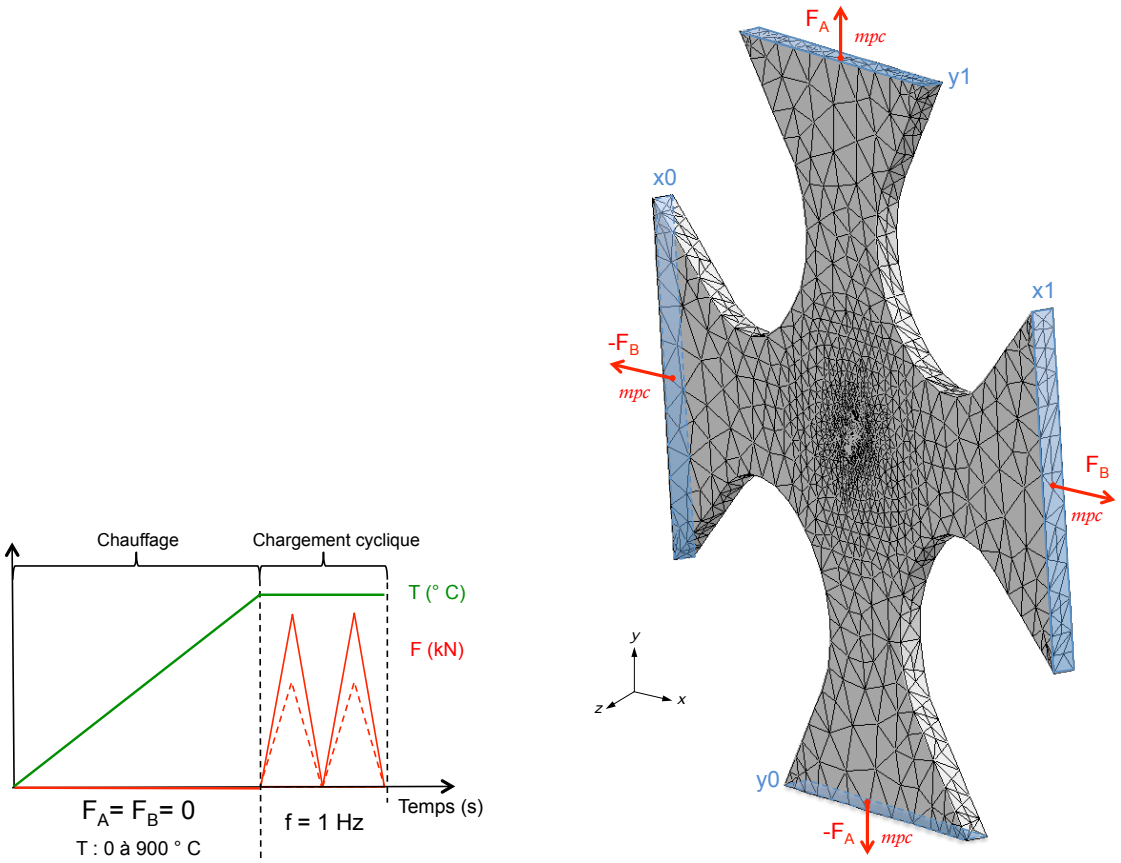


Figure 5.16 – *(a) évolution du chargement biaxial (traits continu et pointillé rouges) et de la température (trait continu vert) en fonction du temps, (b) maillage et conditions aux limites appliquées*

En se basant sur la procédure expérimentale, nous avons choisi de reproduire la même démarche pour le calcul EF. En effet, une première séquence de chauffage de l'éprouvette a été appliquée pour atteindre la température de consigne, T = 900 °C, au niveau de la zone centrale comme défini dans le paragraphe 5.2.1. Notons que l'éprouvette est soumise à un effort nul durant cette séquence (Figure 5.16.a). Deux cycles de chargement mécanique suivent l'étape du chauffage en maintenant le gradient de température constant. On définit x1 (x = 51 mm), x0 (x = -51 mm), y1 (y = 51 mm) et y0 (y = -51 mm) : comme les quatre surfaces d'application des efforts ou déplacement (Figure 5.16.b). Les nœuds situés sur la même face sont contraints à subir le même déplacement dans la direction de chargement (algorithme "multi-points constrained" *mpc1*sur [ZsetSoftware,]). Sur chacune des faces, l'effort est appliqué sur un seul nœud et la condition mpc permet d'homogénéiser l'effort sur l'ensemble de la face.

En première approche, toutes les séquences ont été simulées à effort imposé. Pour les séquences à déplacement imposé, les efforts appliqués dans le calcul EF correspondent aux efforts mesurés expérimentalement.

237

5.2.2.C Champs mécaniques à proximité de l'entaille

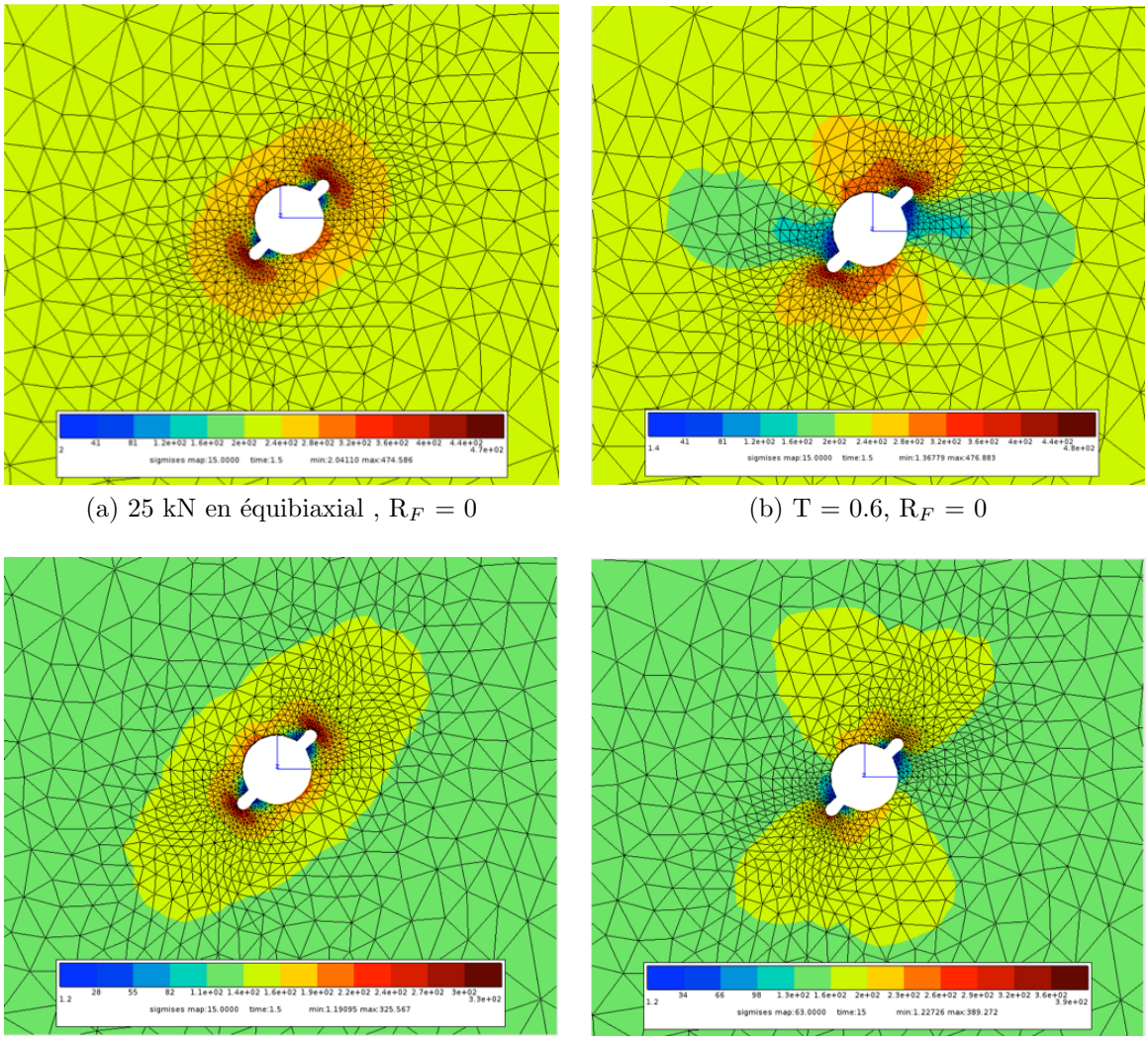
Nous présentons dans ce paragraphe, les résultats à chaque maximum pour quatre séquences de chargement différentes :

- Deux séquences en équibiaxial (T = 1) où nous testons deux niveaux de chargement : 25 kN (séquence 1 de l'essai SB01) et 20 kN (séquence 1 de l'essai SB03).
- Deux séquence à T $\neq$ 1 : séquence 2 de l'essai SB01 (effort imposé pendant l'essai) et séquence 3 de l'essai SB03 (déplacement LVDT imposé pendant l'essai, remplacé dans le calcul par les efforts mesurés expérimentalement sur chaque axe).

Rappelons que les conditions de chargement des essais SB01 et SB03 sont données respectivement dans les tableaux 4.1 et 4.2 dans le chapitre 4.

Les champs de contraintes équivalente de von Mises $\sigma_{\text{von Mises}}$, de cisaillement dans le plan σ_{12} et la contrainte principale maximale σ_{p1} ainsi que les champs de déformation plastique principale maximale ε_{p1} sont représentées respectivement dans les figures 5.17, 5.18, 5.19 et 5.20 pour les différentes séquences modélisées.

238



(a) 25 kN en équibiaxial , $R_F = 0$

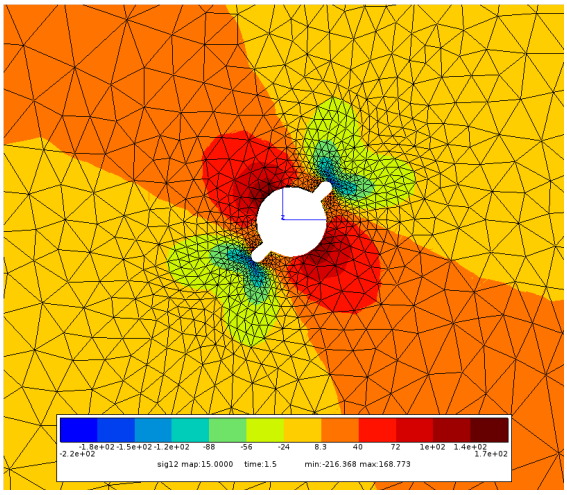
(b) T = 0.6, $R_F = 0$

(c) 20 kN en équibiaxial, $R_F = 0$

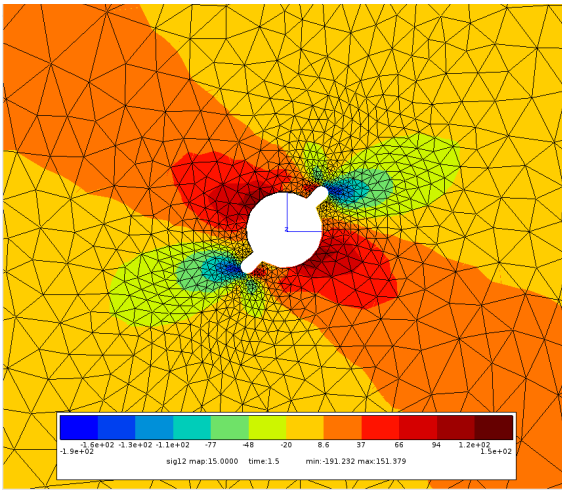
(d) T = 0.5, $R_F < 0$

Figure 5.17 – *Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{von\ Mises}$ au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03*

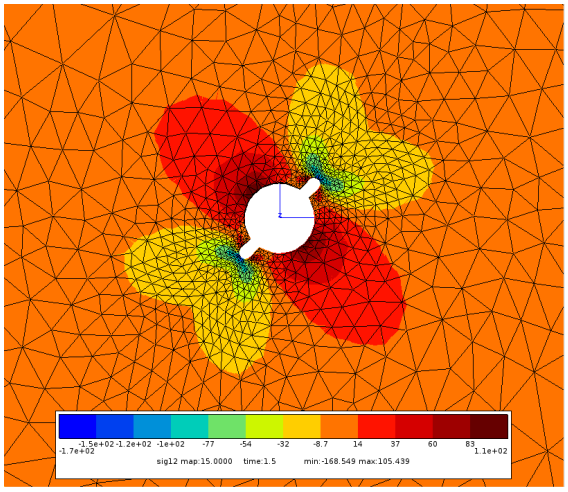
239



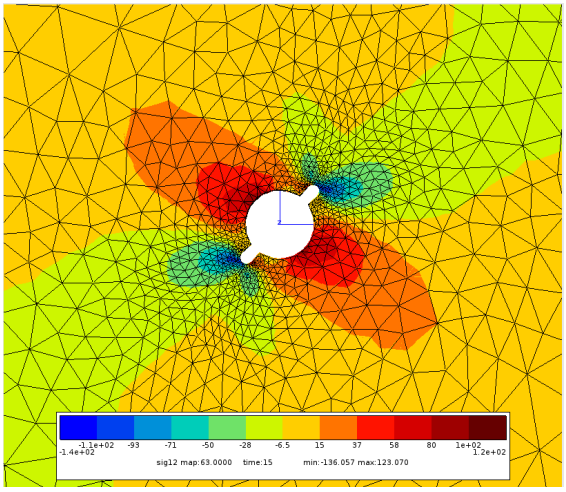
(a) 25 kN en équibiaxial , $R_F = 0$



(b) T = 0.6, $R_F = 0$

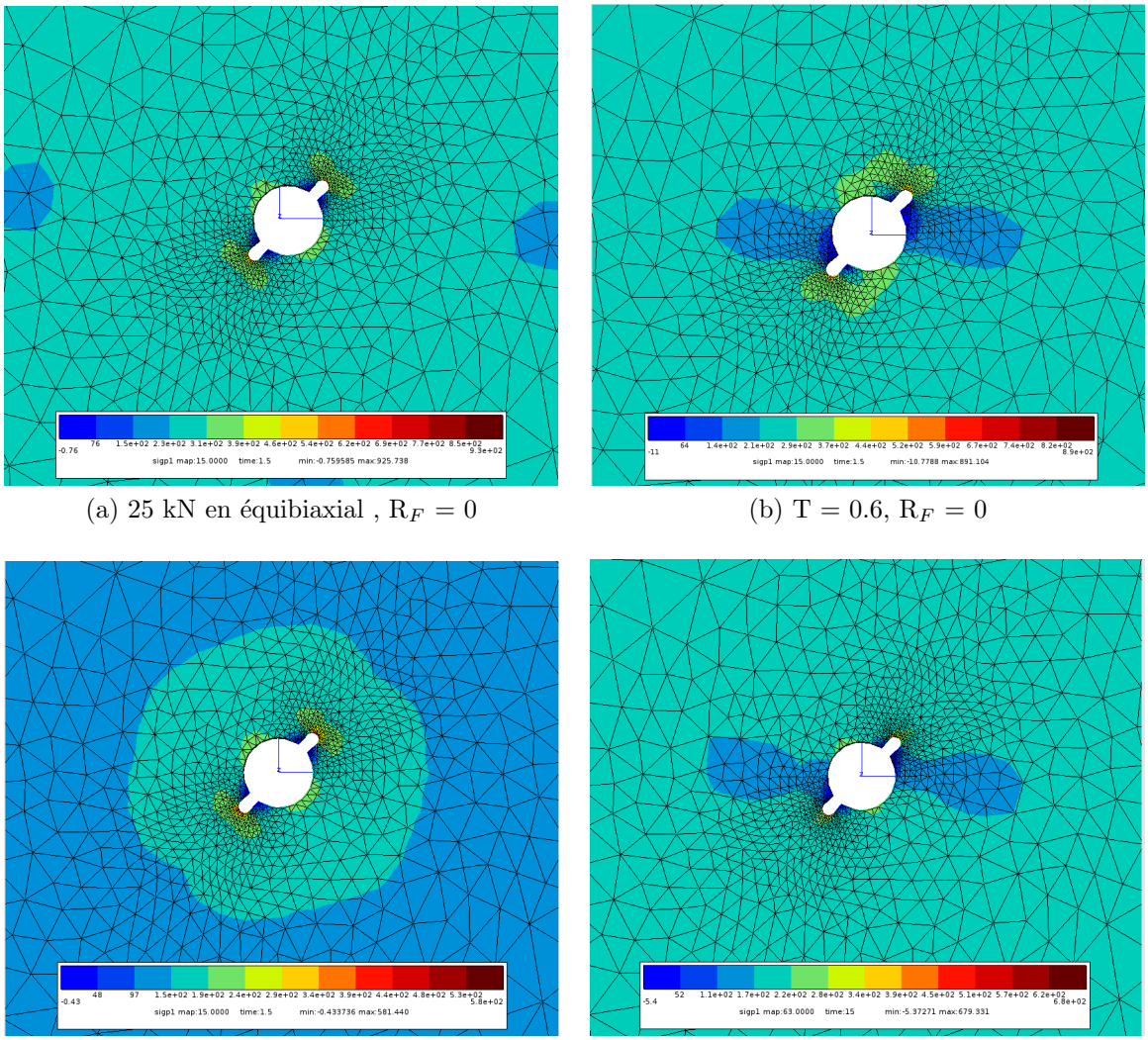


(c) 20 kN en équibiaxial, $R_F = 0$



(d) T = 0.5, $R_F < 0$

Figure 5.18 – *Composante de contrainte σ_{12} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03*



(a) 25 kN en équibiaxial , $R_F = 0$

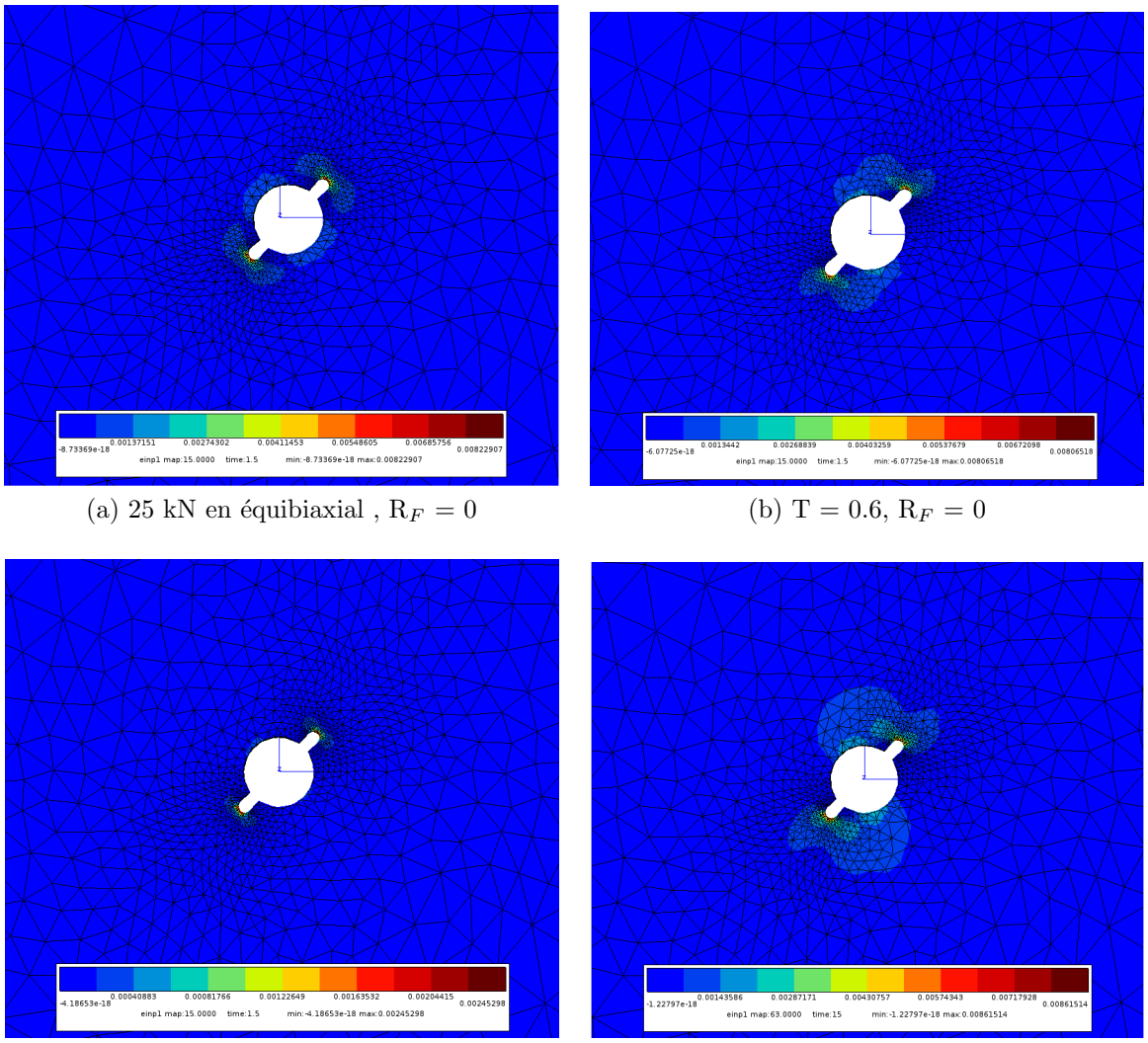
(b) T = 0.6, $R_F = 0$

(c) 20 kN en équibiaxial, $R_F = 0$

(d) T = 0.5, $R_F < 0$

Figure 5.19 – *Contrainte principale maximale σ_{p1} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03*

241



(a) 25 kN en équibiaxial , $R_F = 0$

(b) T = 0.6, $R_F = 0$

(c) 20 kN en équibiaxial, $R_F = 0$

(d) T = 0.5, $R_F < 0$

Figure 5.20 – *Déformation inélastique principale maximale ε_{p1} au maximum du chargement imposé pour différentes conditions de chargement (a) Séq1 de SB01, (b) Séq2 de SB01, (c) Séq1 de SB03 et (d) Séq2 de SB03*

Nous observons la localisation de la déformation au niveau du fond d'entaille sous la forme d'un "papillon plastique". La forme et l'orientation de cette zone dépend du taux de biaxialité imposé par les conditions aux limites. Elle est symétrique dans le cas du chargement équibiaxial (Figures 5.18.a, 5.19.a et 5.20.a). En revanche, on remarque une dissymétrie sur le champs de contrainte et de déformation pour un taux de biaxialité différent de l'unité (T $\neq$ 1). Dans ce cas, la zone de localisation est orientée selon la direction perpendiculaire à l'axe de plus forte sollicitation (l'axe vertical correspondant à la direction A sur la machine). Ce qui est cohérent avec par exemple les travaux de Khan et Khraisheh [Khan et Khraisheh, 2004] qui montrent que le mode II associé au mode I engendre une dissymétrie de la zone plastique avec une orientation plus importante dans l'une des deux parties du "papillon plastique".

D'autre part, nous remarquons que la taille de la zone de fortes contraintes σ_{12} et σ_{p1} augmente pour un effort plus important en équibiaxial : la zone centrale du maillage est sensible au niveau d'effort imposé. Ceci est aussi vérifié pour la déformation principale ε_{p1} qui est plus élevée et plus localisée pour un effort plus important (Figures 5.18.a, 5.19.a) et pour un $R_F < 0$ dans le cas de cisaillement macroscopique imposé.

Pour cette première configuration numérique, nous n'avons pas réussi à retrouver les courbes efforts déplacement-LVDT obtenues expérimentalement. En effet, l'utilisation des marqueurs a permis de mettre en évidence une forte localisation dans les bras des éprouvettes. Or, cette zone étant sollicitée à relativement faible température, le risque de localisation y est accru par le phénomène PLC qui n'est pas décrit dans le modèle de comportement choisi ici. Encore une fois, de tels modèles ont prouvé leur efficacité sur ce type de matériau, mais au prix d'un temps de calcul alourdi. C'est pourquoi, nous proposons d'une part de raisonner sur éprouvette complète à l'aide du niveau d'effort mesuré, qui permet de simuler à l'échelle de l'éprouvette une ouverture de boucle, et donc une plasticité cohérente avec les mesures expérimentales par LVDT. D'autre part, dans le cas où les mesures de déplacement par marqueurs sont accessibles, nous proposons d'utiliser ceux-ci comme déplacement imposé sur une nouvelle configuration que nous décrivons dans le paragraphe suivant.

5.2.3 Deuxième approche éprouvette "réduite"

Cette approche consiste à effectuer une étude par éléments finis en utilisant un maillage limité à la partie de l'éprouvette correspondant à la section minimale des bras où les mesures par suivi de marqueur ont été réalisées.

5.2.3.A Maillage

Rappelons que le maillage utilisé dans la première approche consiste à modéliser la partie de l'éprouvette située entre les capteurs LVDT. En partant de ce maillage, et en se basant sur la méthode de suivi de marqueurs par corrélation d'image, nous proposons de modéliser une partie plus petite de l'éprouvette. En effet, grâce à la méthode de suivi de marqueurs par corrélation d'image, nous effectuons des mesures des déplacements au niveau de la zone utile de l'éprouvette SB08 (Chapitre 3). Comme illustré sur la figure 5.21, le maillage qu'on propose est de 50 mm d'arrête correspondant aux marqueurs à 25 mm du centre de l'éprouvette (schématisés par les points a, a', b et b' sur la figure 5.21). Ce maillage est appelé à présent : le maillage d'une éprouvette réduite.

Ce maillage a été obtenu à l'aide du logiciel ZéBuLoN [ZsetSoftware,] en utilisant des éléments quadratiques c3d8 en 3D. Il est composé de 10144 éléments et de 32112 nœuds. Un raffinement du maillage a été effectué au voisinage de l'entaille : zone du calcul des énergies par le modèle en post-traitement. De plus, le maillage est aussi raffiné selon l'axe z afin d'obtenir plus d'éléments en épaisseur.

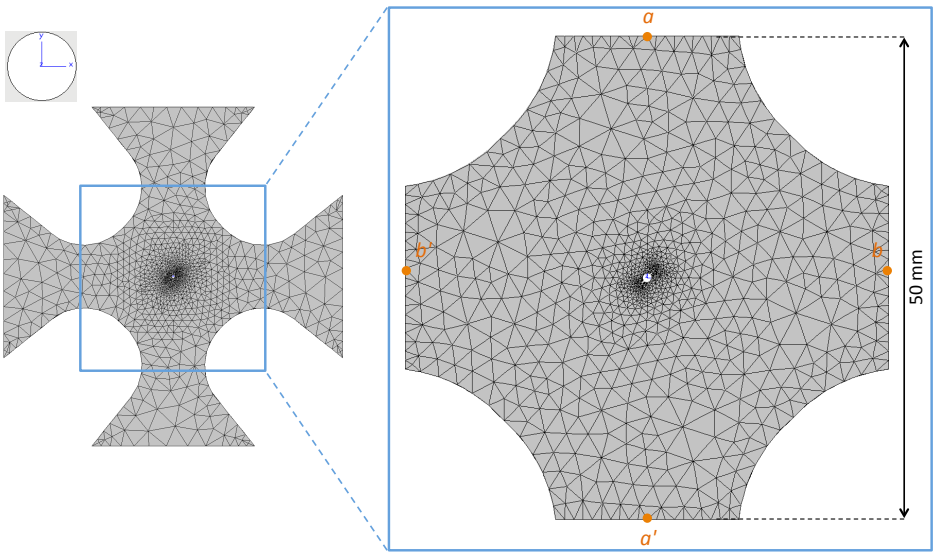


Figure 5.21 – *Maillage utilisé pour l'éprouvette "réduite"*

5.2.3.B Conditions aux limites et chargements

Dans cette approche, nous effectuons une modélisation séquentielle. Pour les séquences à effort imposé, nous avons appliqué les mêmes conditions aux limites que celles utilisées dans la première approche en combinant mpc imposé en déplacement dans la direction de sollicitation et effort appliqué un noeud de la face, figure 5.22.

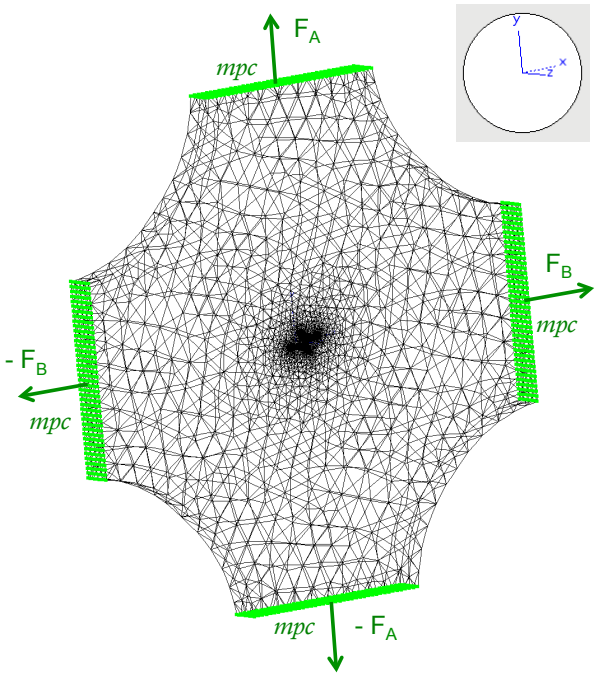


Figure 5.22 – *Conditions aux limites et du chargement sur le maillage réduit à F imposé*

Les séquences à déplacement LVDT imposé durant l'essai sont modélisées par un déplacement macroscopique imposé sur les faces extrêmes des bras de l'éprouvette. La valeur des déplacements coïncide avec les mesures expérimentales réalisées au niveau des marqueurs. Les mesures par marqueurs étant toutefois locales, nous avons évalué le déplacement sur la face sollicitée en utilisant un calcul de référence sur l'éprouvette complète. Cette démarche a permis de montrer qu'un champs de déplacement homogène sur la face était équivalent au déplacement sur éprouvette complète et en tous cas ne perturbait pas le niveau de sollicitation au niveau de l'entaille.

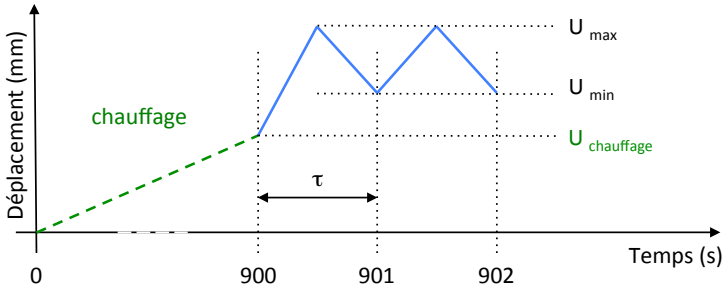
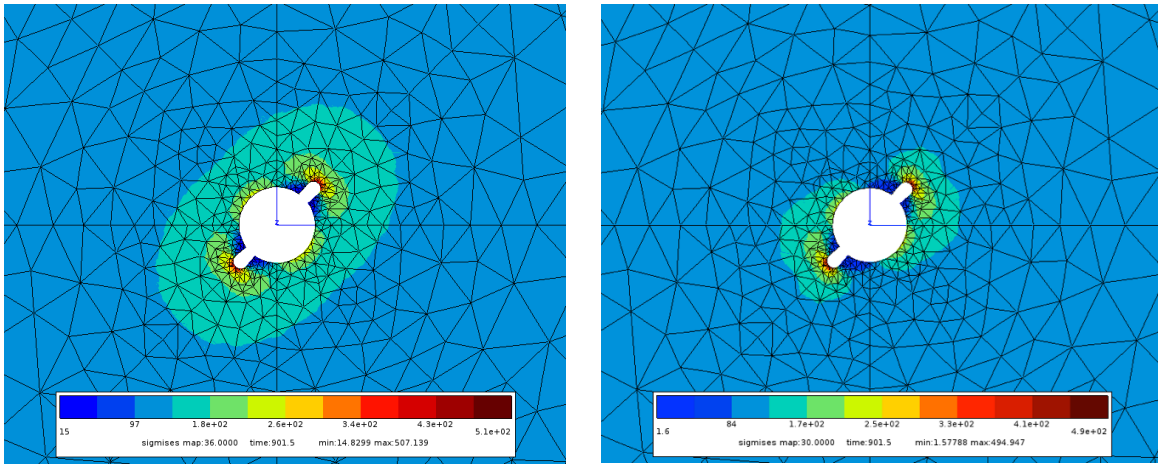


Figure 5.23 – *Schémas des conditions aux limites et du chargement sur le maillage réduit à U imposé*

Le déplacement imposé est représenté schématiquement sur la figure 5.23, Annexe J pour plus de détail. Le chargement mécanique en simulation commence après le chauffage (900 secondes) et à partir de $U_{chauffage}$. On impose un cycle triangulaire entre Umin et Umax de période $\tau = 1$ s ($f = 1\ Hz$) sont simulés. Les nœuds illustrés par des points bleus sur la figure J.79.b sont bloqués suivant l'axe y. Ceux illustrés par des points violets sont bloqués suivant l'axe x. Le déplacement des quatre nœuds est bloqué suivant l'axe z.

5.2.3.C Champs mécaniques à proximité de l'entaille

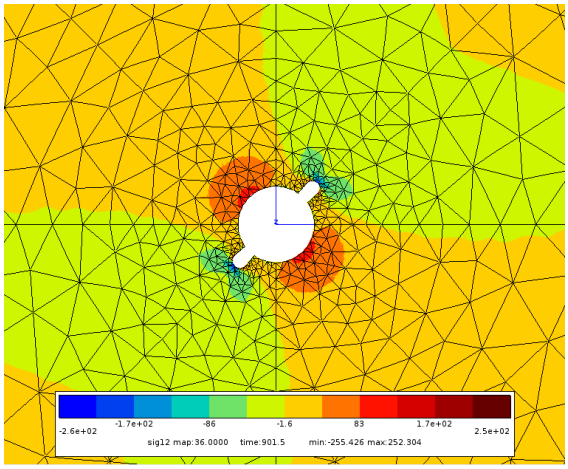
Cette approche sur éprouvette "réduite" a été appliquée dans les conditions du déroulement de l'essai SB08 pour lequel les mesures de déplacement marqueurs ont été effectuées (Chapitre 3). Les champs de contraintes équivalente de von Mises $\sigma_{\text{von Mises}}$, de cisaillement dans le plan σ_{12} et la contrainte principale maximale σ_{p1} ainsi que les champs de déformation inélastique principale maximale ε_{p1} sont représentées respectivement dans les figures 5.24, 5.25, 5.26 et 5.27 pour les différentes séquences modélisées.



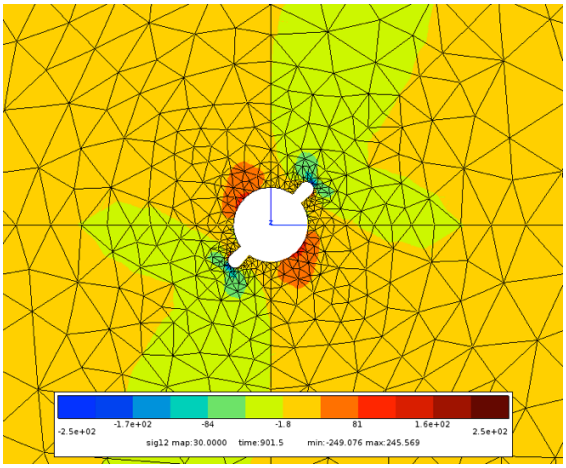
(a) 20 kN en équibiaxial , $R_F = 0$ (b) T = 1, $R_F < 0$

(c) T = 0.5, $R_F < 0$ (d) T = 1, $R_F < 0$

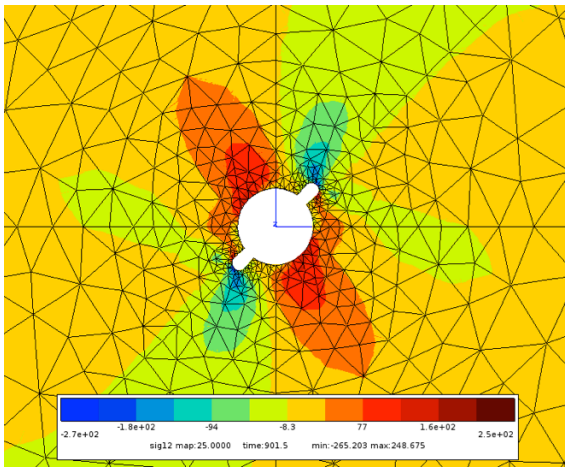
Figure 5.24 – *Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{von\ Mises}$ au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4*



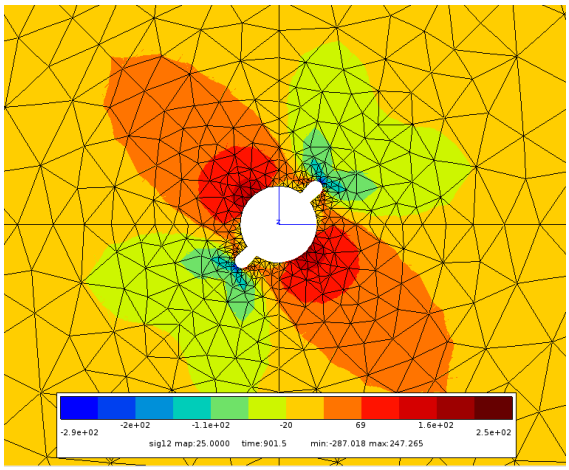
(a) 20 kN en équibiaxial , $R_F = 0$



(b) T = 1, $R_F < 0$

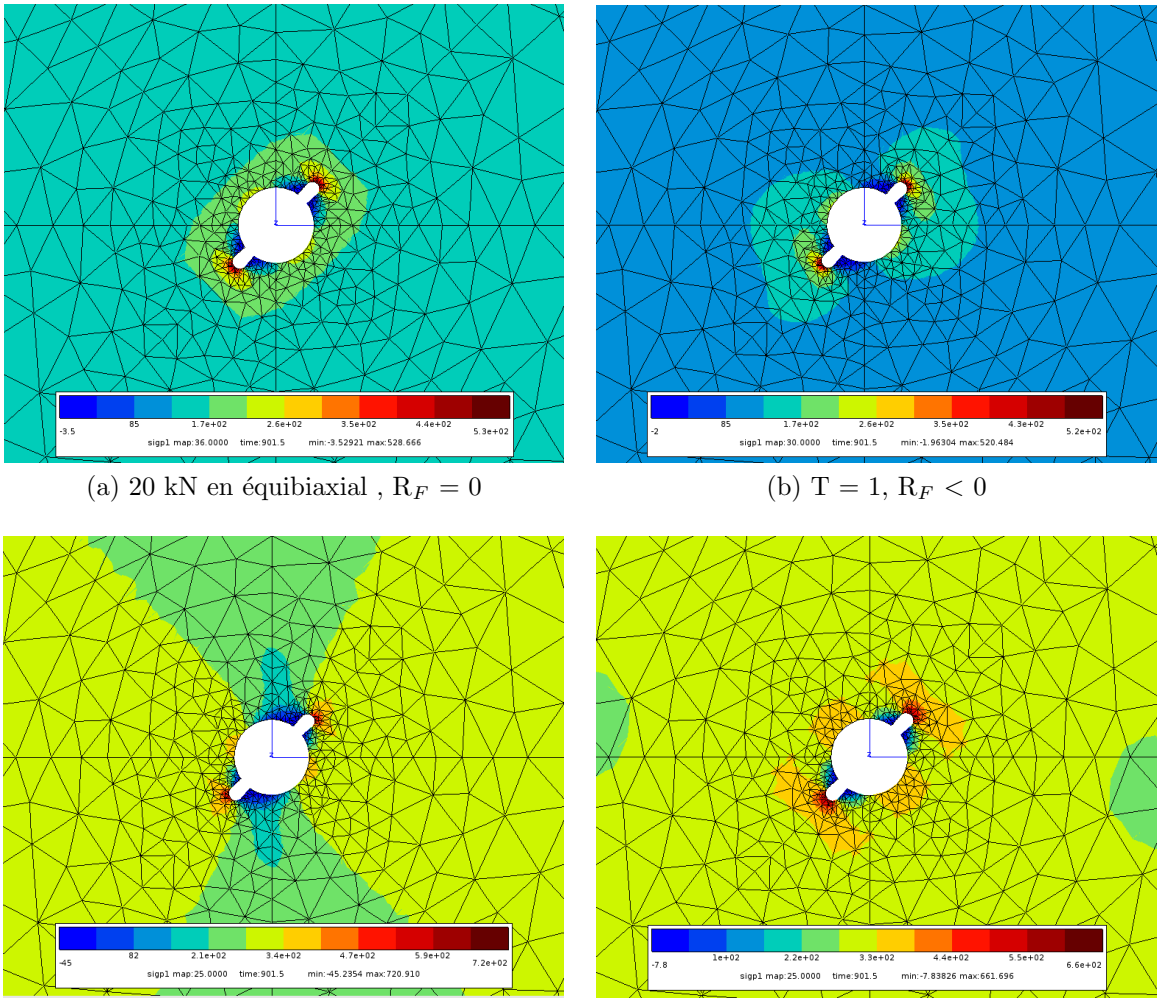


(c) T = 0.5, $R_F < 0$



(d) T = 1, $R_F < 0$

Figure 5.25 – *Composante de contrainte σ_{12} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4*



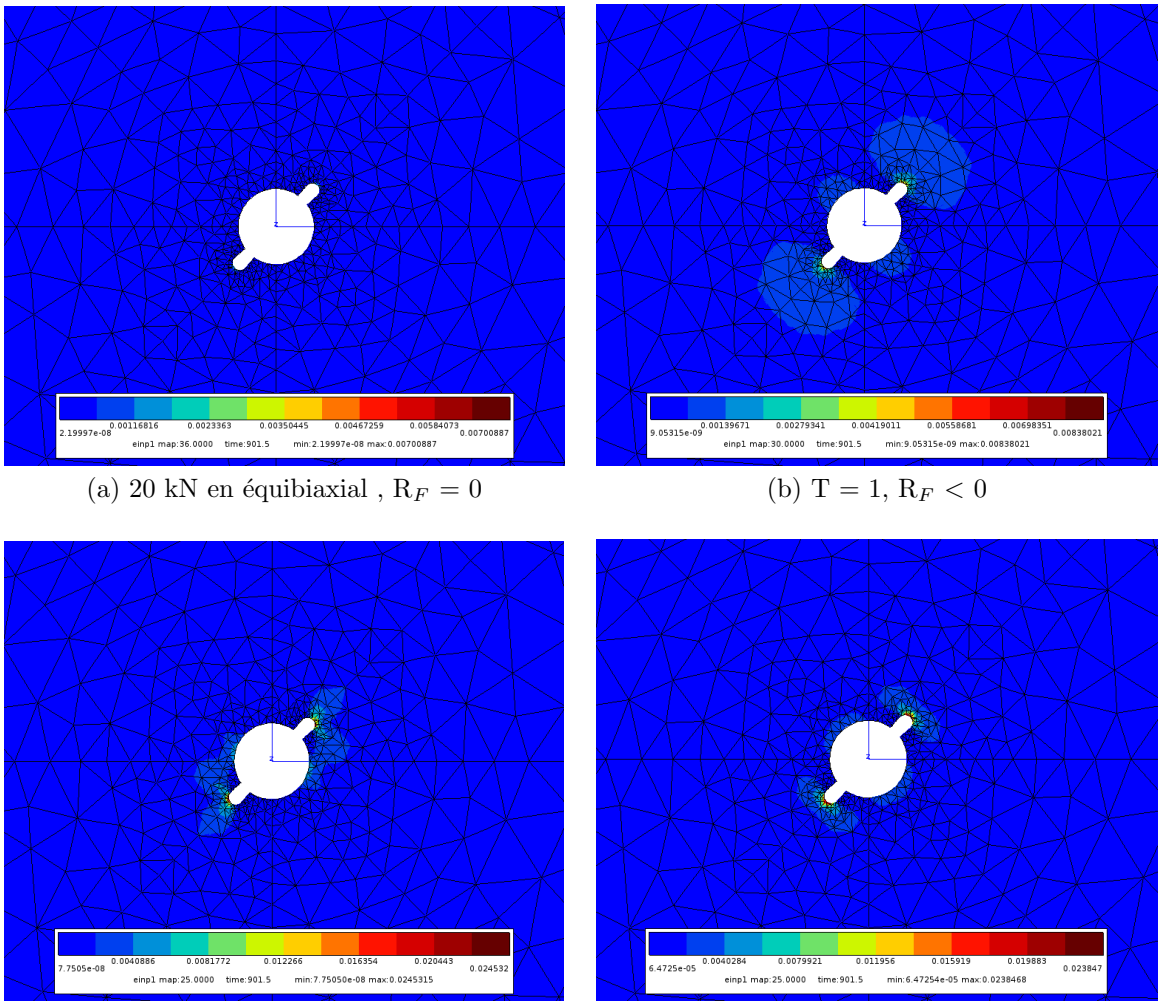
(a) 20 kN en équibiaxial , $R_F = 0$

(b) T = 1, $R_F < 0$

(c) T = 0.5, $R_F < 0$

(d) T = 1, $R_F < 0$

Figure 5.26 – *Contrainte principale maximale σ_{p1} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4*



(a) 20 kN en équibiaxial , $R_F = 0$ (b) $T = 1$, $R_F < 0$

(c) $T = 0.5$, $R_F < 0$ (d) $T = 1$, $R_F < 0$

Figure 5.27 – *Déformation inélastique principale maximale ε_{p1} au maximum du chargement imposé pour toutes les séquences simulées de SB08 (a) Séq1, (b) Séq2, (c) Séq3 et (d) Séq4*

En termes de localisation et de forme des champs, nous retrouvons les mêmes observations que celles faites pour le cas éprouvette complète. En particulier, chaque séquence présentant une combinaison de traction et cisaillement conduit à une dissymétrie des champs de contrainte, Figures 5.24, 5.25 et 5.26. De même, on retrouve la localisation de la déformation sous forme de papillon plastique symétrique pour T=1 ou dissymétrique pour T<1. Cette essai SB08 a été réalisé dans les mêmes conditions de sollicitations que l'essai SB03. On peut donc également comparer les intensités des composantes de contrainte et déformation obtenues pour les deux types de modélisation. Pour les composantes de contraintes de von Mises, cas SB03 éprouvette complète (Figures 5.17.c et 5.17.d) et cas SB08 éprouvette réduite (Figures 5.24.a et 5.24.b), on constate que le passage à l'éprouvette réduite conduit à une augmentation significative des contraintes locales en fond d'entaille pour une séquence à effort ou déplacement imposé. De même la déformation inélastique principale maximale est modifiée dans le cas de l'éprouvette réduite.

D'un point de vue réponse globale, on ne retrouve toujours pas les courbes efforts déplacement observés expérimentalement. On va dès lors chercher à tester l'influence du champs thermique sur les résultats mécaniques associés.

5.2.3.D Influence du champ thermique numérique sur le calcul

Dans le chapitre 3, nous avons constaté, à l'aide de la thermographie IR *in situ*, que le champ thermique est variable dans le temps durant un essai de propagation de fissure et présente une forme différente d'un essai à un autre.

L'analyse des champs thermiques a mis en évidence la nécessité de quantifier l'influence des champs thermiques sur les conditions de chargement. Ainsi, une étude de sensibilité a été menée pour quantifier l'évolution des énergies de déformation, et par suite de la vitesse de propagation, en fonction de différentes formes de champs thermiques et donc de gradients de température.

En s'appuyant sur les mesures des champs de température, nous avons constaté que la zone centrale isotherme où T = 900 °C est toujours de forme circulaire. Ce qui diffère d'une mesure à l'autre c'est la taille de cette zone centrale et aussi la forme des isothermes de température dans la zone capturée par la caméra IR.

L'analyse de sensibilité a été réalisée pour cinq cas :

- Champs thermique isotherme : où la température est constante $T = 900$ °C sur tout le maillage.
- Champs thermique contenant une zone centrale circulaire isotherme et à gradient thermique circulaire imposé sur le reste du maillage. On définit dans ce cas, le champs Th_{circ} où le gradient de température est de forme circulaire sur tout le maillage. Deux tailles de zone centrale isotherme ont été testés ($R10$ et $R15$) afin de tester l'effet de la taille de cette zone, on note $\text{Th}_{circ\ 10}$ et $\text{Th}_{circ\ 15}$ (Figure 5.28).
- Champs thermique contenant une zone centrale circulaire isotherme et à gradient thermique "carré" imposé sur le reste du maillage. On définit dans ce cas, le champs Th_{carr} où seule la zone centrale isotherme est de forme circulaire le reste étant "carrée" c'est-à-dire fonction de la distance cartésienne au centre de l'éprouvette (x ou y). Deux tailles de zone centrale isotherme ont été testés (10 et 15) afin de tester l'effet de la taille de cette zone, on note $\text{Th}_{carr\ 10}$ et $\text{Th}_{carr\ 15}$ (Figure 5.28).
- Champs thermique décentré donc non symétrique (Figure 5.29).
- Champs thermique où la température centrale maximale est de 950 °C (Figure 5.30).

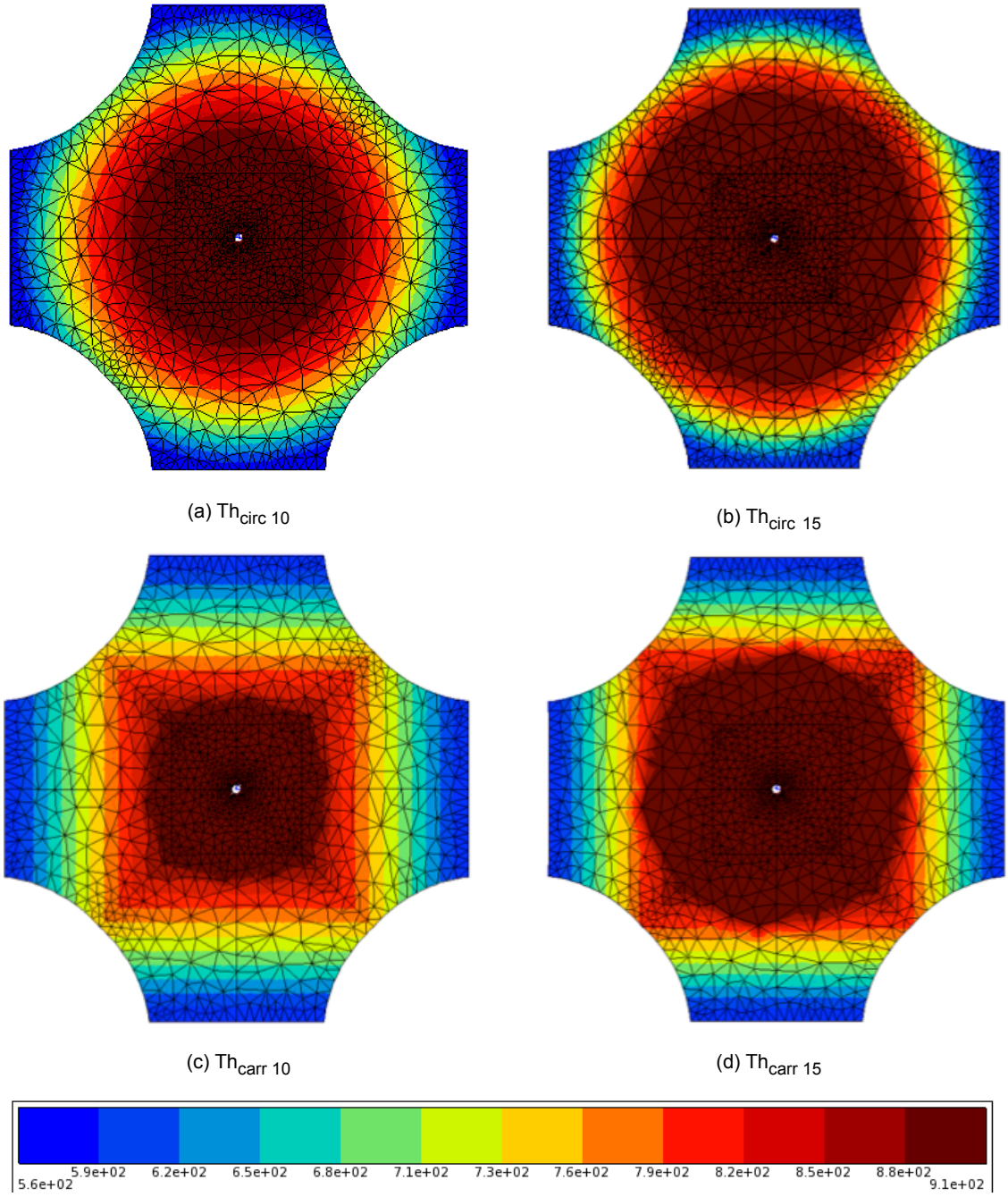


Figure 5.28 – *Champs thermiques numériques de forme circulaire (a) $Th_{circ\ 10}$, (b) $Th_{circ\ 15}$ et de forme carrée (c) $Th_{carr\ 10}$, et (d) $Th_{carr\ 15}$*

251

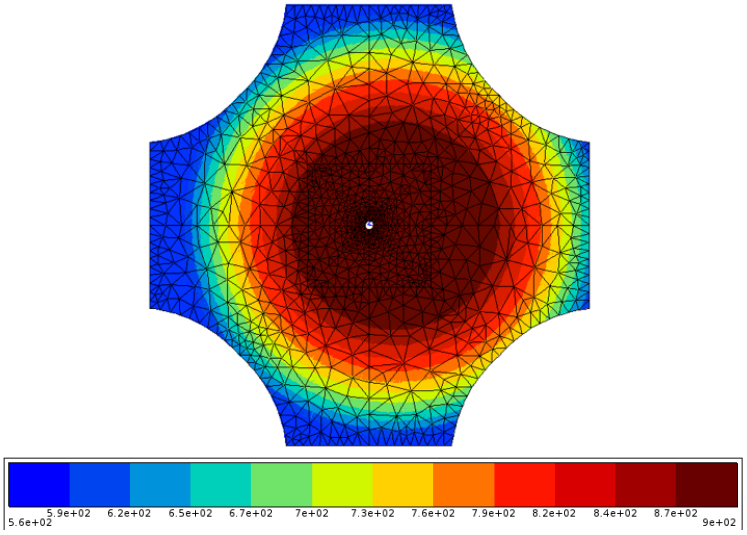


Figure 5.29 – *Champs thermique numérique* $Th_{circ\ 10}$ *décentré*

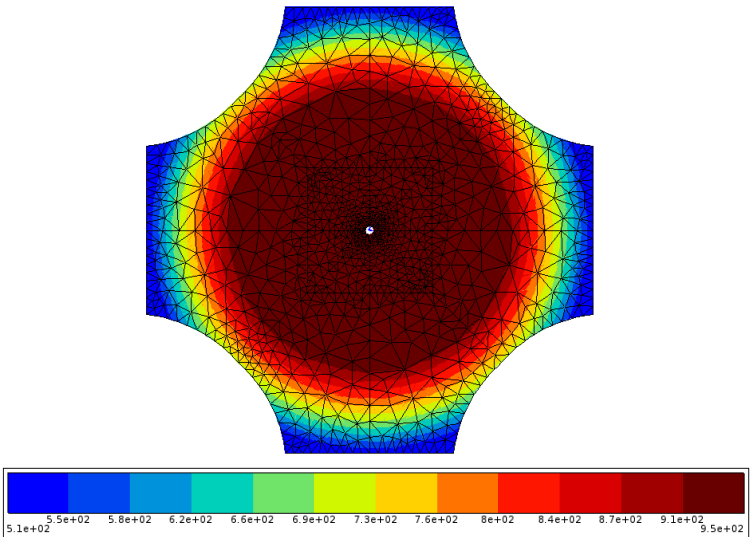


Figure 5.30 – *Champs thermique numérique* $Th_{circ\ 15}$ *où* $T_{max} = 950\ ^oC$

Nous allons par la suite appliquer ces modélisations aux cadre de modélisation développé et identifié pour les éprouvettes SENT, partie 5.1. Nous allons donc analyser l'influence de ces champs thermiques sur les grandeurs d'intérêt que sont les énergies moyennes en fonde d'entaille pour des volumes analysés de taille caractéristique l_c =250 μm. L'évolution des composantes en énergies élastique et plastique w_e et w_p sont analysées par séquence pour deux cycles simulés après chauffage (Figure 5.31). On constate peu d'influence du champ de température sur W_e sauf pour la première séquence (Figure 5.31.a). Cependant, une très forte influence sur W_p est notée pour les deux premières séquences : en réduisant la taille de

la zone chaude on a $w_p > w_e$. Cela s'inverse pour les séquences 3 et 4 (Figure 5.31.b). Cette forte influence est toutefois à relativiser dans la mesure où l'identification réalisée sur le cas SENT met en évidence un poids important de w_p pour des valeurs de w_p significativement plus élevées que w_e.

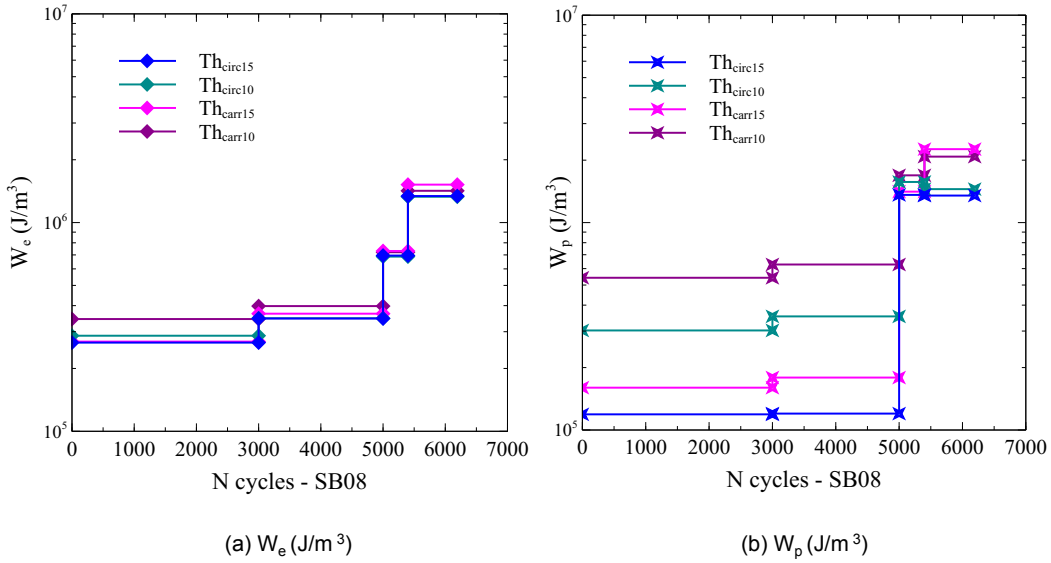


Figure 5.31 – *Variation des énergies (a) W_e et (b) W_p en fonction du champs thermique numérique de forme circulaire et de forme carrée pour l'essai SB08*

En conclusion, cette analyse de sensibilité thermique nous permet de conclure qu'une modification de la forme et/ou de la taille du champs simplifié appliqué, n'a pas de grandes conséquences sur les énergies de déformation estimées en fond d'entaille. Nous estimerons après avoir présenté les modélisations en vitesse leur impact sur celles-ci.

5.3 Propagation de fissure en conditions multiaxiales

5.3.1 Résultats : modèle sans propagation de fissure

Ces calculs correspondent à l'application du modèle exposé et identifié sur le cas SENT précédemment, (cf partie 5.1.2) : les simulations ont été effectuées sur un maillage sans insertion de fissure ou sans modélisation explicite de sa propagation. Le volume d'intérêt est localisé et centré au fond d'entaille, et est de forme "hémisphérique" pour un rayon $l_c = 250$ μm. Nous présentons les résultats de ce post-processeur sans nouvelle identification des paramètres du modèle de propagation pour les deux types de configuration : maillage d'une éprouvette complète et maillage réduit.

253

5.3.1.A Énergies et vitesse de propagation de fissure : cas des essais modélisés avec un maillage complet

Une analyse énergétique est réalisée pour différents essais modélisés. La figure 5.32 montre les évolutions de w_e et w_p en fonctions du nombre de cycles expérimental de l'essai afin d'apprécier le rôle de chaque séquence. En effet, comme ici on ne tient pas compte dans le maillage éléments finis de la fissure, les énergies sont constantes par séquence. Chaque palier représente une séquence de chargement. Pour une séquence de chargement, on constate que l'énergie plastique est généralement plus élevée que l'énergie élastique. Cependant, pour certains cas nous constatons que $w_e > w_p$ (séq 1 de SB03 et séq2 de SB04, Figure 5.32).

D'autre part, l'ordre de grandeur de ces énergies est comparable à celui estimé en appliquant le même modèle au cas SENT. Ainsi, pour l_c= 250 μm Figure 5.2.d, on observe que w_p et w_e sont proches de 2.10^5 J/m^2 pour $\Delta\epsilon/2 = 0.125\%$ pour le cas SENT. Cela indique que pour les essais, SB01, SB03 et SB04 les énergies de déformation en fond d'entaille sont effectivement relativement faibles. D'ailleurs, on n'observe pas d'écart aussi important entre w_e et w_p que celui atteint pour le cas SENT pour $\Delta\epsilon/2 = 0.375\%$.

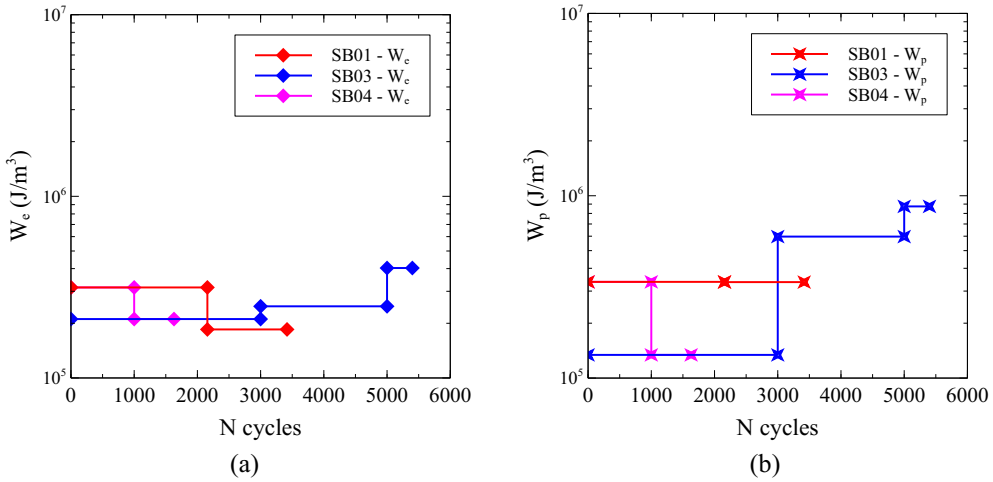


Figure 5.32 – *Évolution des énergies (a) élastiques w_e et (b) plastiques w_p au cours des essais modélisés*

La vitesse de propagation de fissure est calculée ici à partir du modèle établi pour le cas SENT équation 5.1.

Le modèle identifié pour l'essai SB01 est représenté sur la figure 5.33. Les vitesses de fissuration modélisées sont en accord avec les résultats expérimentaux. En effet, on constate une bonne estimation des vitesses de propagation moyennes pendant la première séquence de chargement en équibiaxial (pour une longueur de fissure $a < 3.10^{-3}$m). Par ailleurs, la vitesse est moins bien estimée pendant la deuxième séquence où la fissure devient assez longue ($a > 3.10^{-3}$m). En effet, seuls les faibles niveaux de vitesse sont atteints par la modélisation numérique et on ne parvient pas à retrouver la pente observée expérimentalement. Ce résultat peut être induit par l'influence d'un chargement non-équibiaxial sur la vitesse de propagation de fissure. En effet, plusieurs auteurs ont montré que dans le cadre de la MLR, pour un cas

254

de sollicitation combinant mode I et II, la pente de la vitesse de propagation en fonction de ΔK_I était augmentée en présence de mode II [Tanaka, 1974, Abecassis, 2017].

Enfin, ce résultat peut être dû au fait que l'énergie plastique n'augmente pas pendant cette séquence car on ne modélise pas la propagation de fissure de façon explicite (Figure 5.32.b).

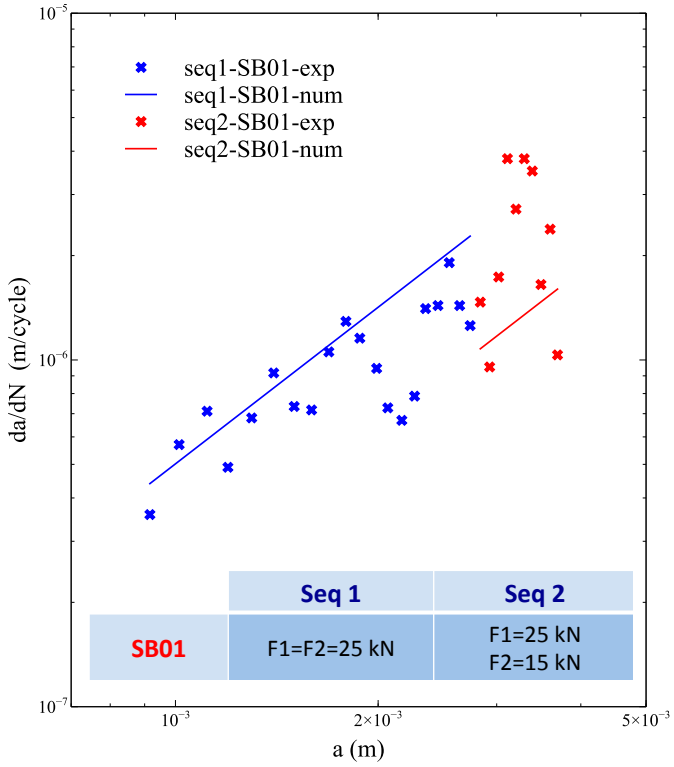


Figure 5.33 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour SB01*

Le modèle identifié pour l'essai SB03 est représenté sur la figure 5.34. On constate que les vitesses de fissuration sont correctement estimées pour une fissure de longueur $a < 3.10^{-3}$m pendant les séquences à chargement en équibiaxial.

Cependant, au delà de cette longueur, pendant la troisième séquence de l'essai SB03, on constate que la vitesse modélisée est très inférieure par rapport à celle mesurée (trait vert pointillé sur Figure 5.34). Ceci peut être induit par la mauvaise représentation globale des sollicitations (écart effort-déplacement) mais pour une séquence à déplacement imposé, l'approche choisie permet de reproduire a priori l'amplitude des boucles expérimentales. Une autre raison associée à cet écart pourrait être l'influence d'un chargement non-équibiaxial. Nous constatons ainsi que l'hypothèse du calcul statique sans insertion de fissure proposée ne peut être valide que pour des fissures relativement courtes au sens où la modification de l'état mécanique est faible sur la distance parcourue par la fissure (pas de redistribution significative de contrainte avec la propagation de fissure).

Pour des fissures plus longues ($a > 310^{-3}$m), il conviendra d'insérer une fissure pour obtenir une bonne estimation de w_e et w_p et par conséquent de la vitesse de fissuration

modélisée. Pour cela, une fissure respectant la géométrie expérimentale a été insérée dans le maillage du calcul correspondant à la troisième séquence du chargement de l'essai SB03. L'effet de l'insertion d'une fissure sur l'évolution des valeurs des énergies w_e et w_p est représenté dans le tableau 5.4. Le fait d'insérer une fissure dans ce calcul a effectivement engendré une augmentation des valeurs des énergies calculées par le post-traitement et une meilleure estimation de la vitesse de fissuration sur la figure 5.34 en trait vert continu.

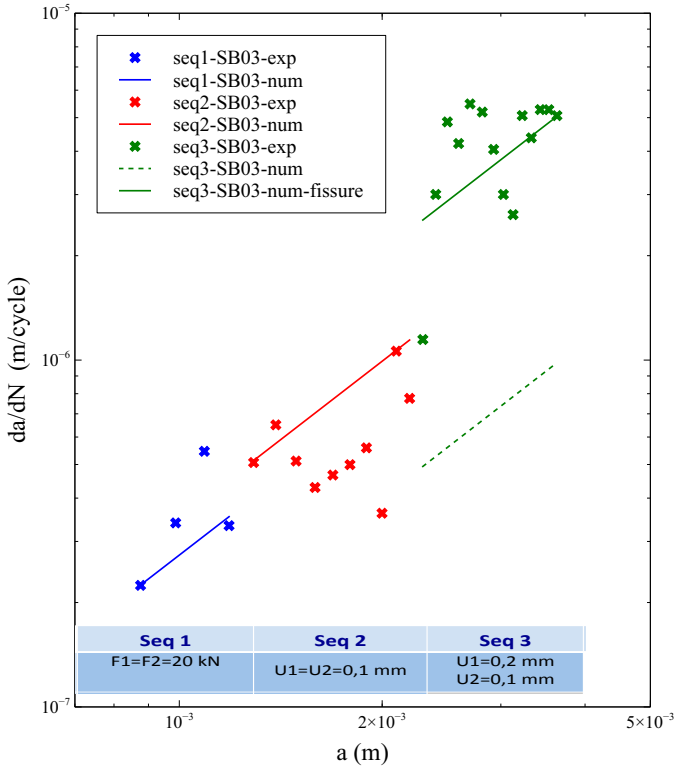


Figure 5.34 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour SB03*

Table 5.4 – *Effet de l'insertion de la fissure sur w_e et w_p pendant la troisième séquence de l'essai SB03*

	W_e (J/m^3)	W_p (J/m^3)
sans insertion de fissure	1.35 10^3	4.17 10^3
avec insertion de fissure	4.03 10^3	8.74 10^3

Nous pouvons tirer de cette analyse une estimation de la plage de propagation de fissure correctement décrite sans insertion de fissure qui est de l'ordre du mm de propagation. On notera que de façon indirecte, cette insertion de fissure pour un cas de fissure longue, laisse présager de l'efficacité de ce modèle pour un calcul de structure. Enfin, cette analyse ayant

été réalisée sans aucun recalage des paramètres du modèle de propagation identifié sur les éprouvettes SENT (Équation 5.1), il s'agit d'une validation de celui-ci au cas multiaxial.

Afin de tirer partie des mesures de déplacement par suivi de marqueur, nous allons appliquer cette approche statique au cas éprouvette réduite pour l'essai SB08.

5.3.1.B Énergies et vitesse de propagation de fissure : cas de SB08

Rappelons que la deuxième approche "éprouvette réduite" a été effectuée pour modéliser l'essai SB08 pour lequel une mesure de déplacement par suivi de marqueurs a été réalisée. Pour cela, nous présentons ici, les résultats en terme de post-traitement statique pour les deux approches "éprouvette complète" et "éprouvette réduite" de l'essai SB08. Rappelons également que les calculs dans l'approche "éprouvette complète" sont pilotés en effort imposé. Alors que pour l'approche "éprouvette réduite" on a respecté pour chaque séquence à effort imposé une modélisation à effort imposé et pour chaque séquence à déplacement imposé une modélisation à déplacement imposé. Pour cet essai, et pour les deux configurations testées, nous n'avons pas introduit de fissure et ne réalisons les estimations que par l'analyse des sollicitations mécaniques en fond d'entaille.

Les évolutions des énergies w_e et w_p sont données respectivement sur la figure 5.35.a et 5.35.b pour les deux approches de calcul. En premier lieu, nous retrouvons les mêmes ordres de grandeur pour les deux approches. Une sur-estimation de la composante w_e est induite par l'approche "éprouvette réduite" sur toutes les séquences. Ce qui est cohérent avec l'analyse des champs de contraintes, où les composantes étaient amplifiées pour le cas éprouvette réduite, Figures 5.24. Alors que w_p est sous-estimée pour les deux premières séquences et surestimée pour la troisième séquence.

En ce qui concerne la vitesse de propagation de fissure, celle-ci est bien modélisée pour les deux approches en termes de tendance globale, mais la configuration "éprouvette complète" est plus fidèle aux observation expérimentales, (Figure 5.35.c). Si on met ce résultat en relation avec les niveaux d'energies de déformation, on a constaté que l'énergie élastique était surestimée dans le cas éprouvette réduite. Or les trois premières séquences se déroulent à des vitesse relativement basses par rapport au cas SENT où c'est justement la contribution élastique qui pilote la vitesse de propagation de fissure.

Si on observe chaque séquence, et ce quelle que soit la modélisation utilisée, on constate que les pentes des vitesses de propagation en fonction de la longueur de fissure sont cohérentes pour les deux premières séquences et globalement pour la quatrième séquence, réalisées à T=1 soit en configuration équibiaxiale. En revanche, pour la troisième séquence, non équi-biaxiale, la rupture de pente observée expérimentalement n'est ici pas correctement reproduite. L'effet d'un cisaillement macroscopique accélère bien la vitesse de propagation de fissure et doit être analysé pour le cas de propagation de fissure multiaxiale en conditions oligocycliques.

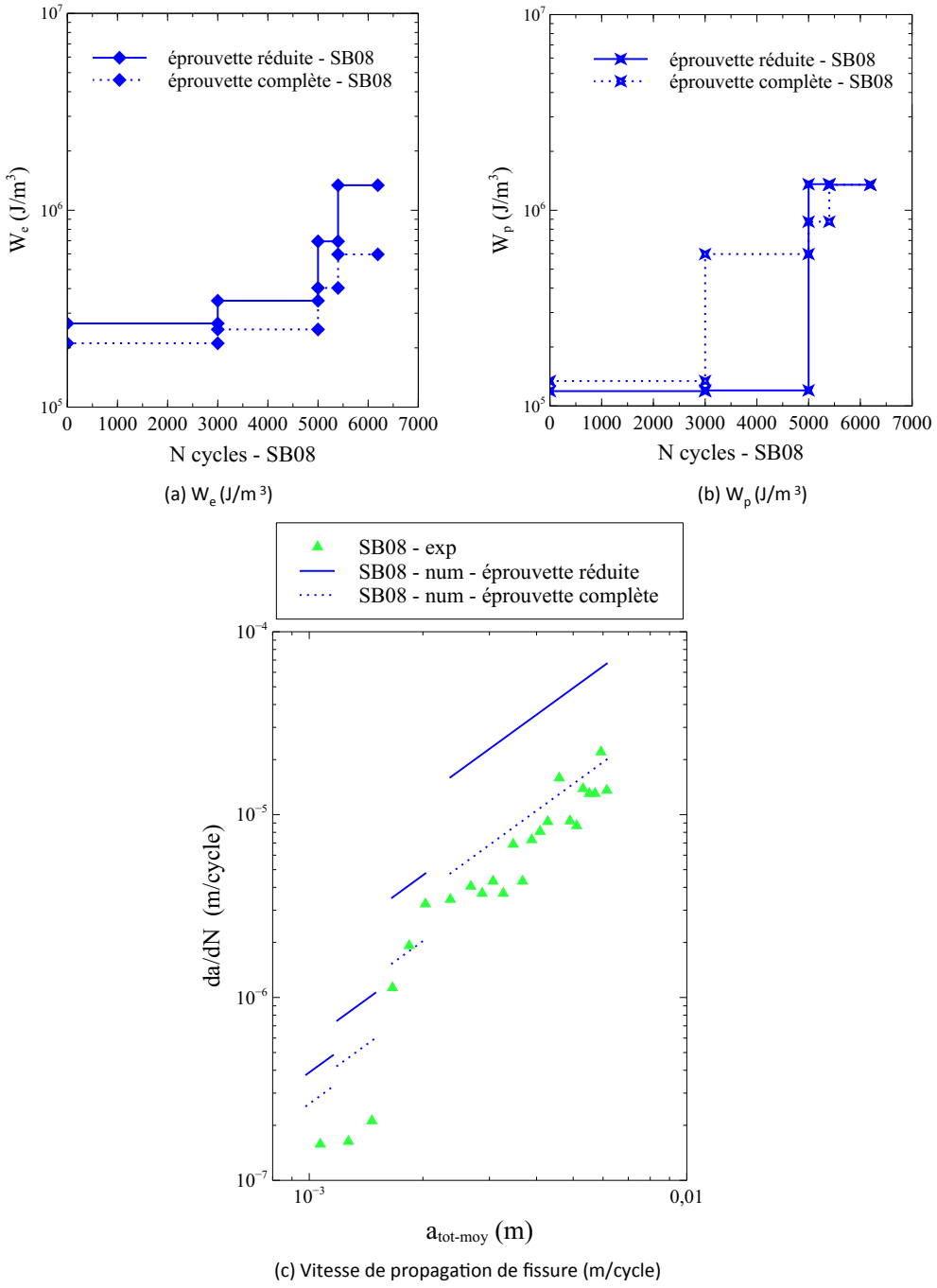


Figure 5.35 – *Évolution (a) de w_e , (b) de w_p et (c) de la vitesse de propagation de fissure déterminées pour SB08 sans introduction de fissure*

258

5.3.2 Influence du champ de température sur la vitesse de propagation de fissure

Nous revenons sur l'analyse de sensibilité portant sur l'influence du champ de température établie précédemment pour l'analyse des grandeurs énergétiques. Nous étudions maintenant l'influence du champ de température sur la vitesse de propagation de fissure sans modifier la modélisation développée ci-dessus mais uniquement pour le cas éprouvette "réduite".

Pour mieux apprécier l'impact des hypothèses de gradient de température sur la vitesse, nous présentons les vitesses en échelle relative par rapport au cas de référence $\mathrm{Th}_{circ\ 15}$ (Figure 5.36). Nous constatons en premier lieu que la vitesse de propagation dépend de la forme du champs ($\mathrm{Th}_{circ\ 15}$ et $\mathrm{Th}_{carr\ 15}$ sur la figure 5.36). Cet écart observé entre les calculs pour $\mathrm{Th}_{circ\ 15}$ et $\mathrm{Th}_{carr\ 15}$ n'excède pas un facteur 2 en vitesse quelle que soit la séquence. D'autre part, la variation du rayon de la zone centrale isotherme ($\mathrm{Th}_{circ\ 10}$ et $\mathrm{Th}_{circ\ 15}$) n'a pas d'effet sur la vitesse de propagation de fissure. Cependant, les tendances s'inversent entre $\mathrm{Th}_{carr\ 10}$ et $\mathrm{Th}_{carr\ 15}$.

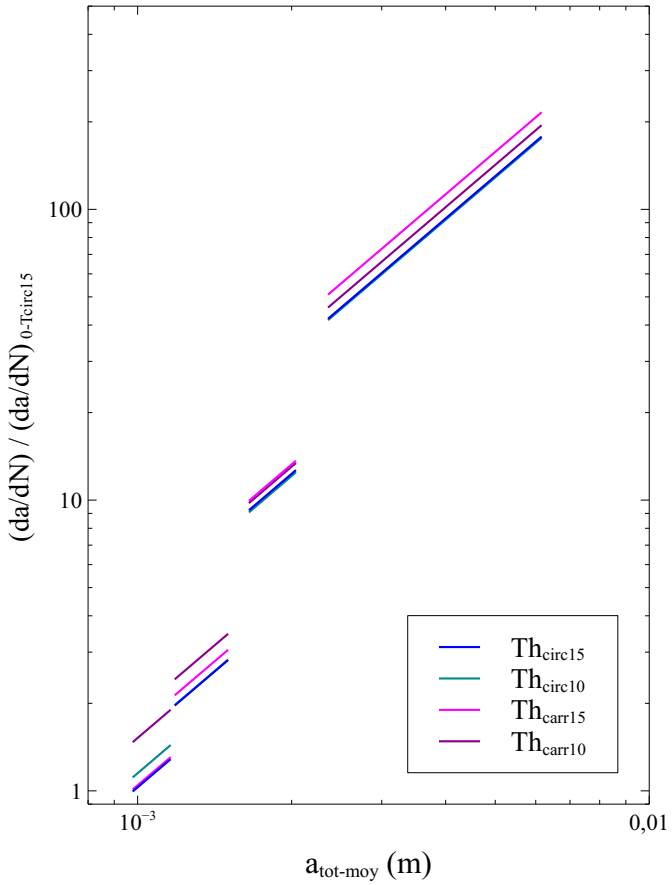


Figure 5.36 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB08*

À présent, on s'intéresse à deux séquences de l'essai SB08 dont la nature du chargement imposé est différente : Séq 1 à effort imposé et Séq 3 à déplacement imposé. D'après les

résultats présentés ci-dessus (Figure 5.36), les vitesses calculées à l'aide de $\text{Th}_{circ\ 15}$ et $\text{Th}_{circ\ 10}$ sont identiques pour les deux séquences auxquelles on s'intéresse dans ce paragraphe.

Nous avons effectué :

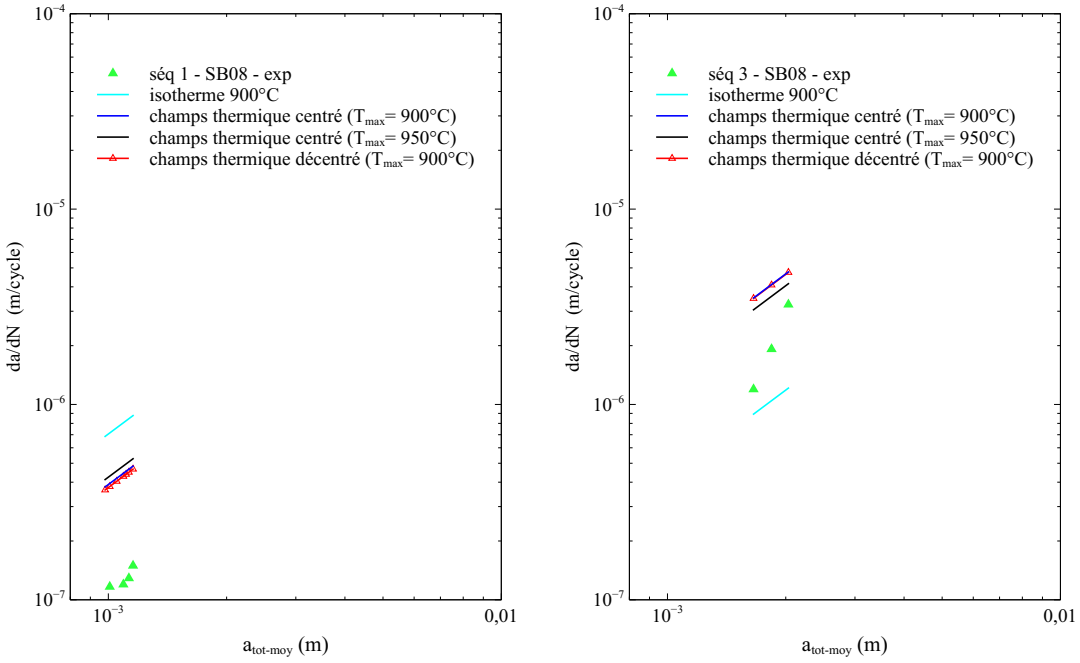
- un calcul en isotherme à T=900 °C,
- un calcul avec un décentrage de la zone centrale isotherme sur le champ $\text{Th}_{circ\ 10}$,
- un calcul en augmentant la température de la zone centrale isotherme à T=950 °C.

Ces calculs sont comparés en terme de valeurs des composantes énergétiques W_e et W_p (Tableau 5.5) et vitesse de propagation de fissure (Figure 5.37) avec le cas de référence $\text{Th}_{circ\ 15}$ pour les deux séquences étudiées (Séq 1 et Séq 3).

D'une part, on constate que les vitesses modélisées sont plus cohérentes avec l'expérience dans le cas de sollicitation en déplacement imposé (Séq 3 sur Figure 5.37.b) en terme de vitesse mais pas de leur évolution (on retrouve le problème de la pente). D'autre part, le décentrage testé n'a pas d'effet significatif ni sur les composantes en énergie ni sur la vitesse de propagation pour les deux types de sollicitations. L'augmentation de la température de 50 °C dans la zone centrale induit un effet inverse entre les deux séquences, cet effet reste relativement faible dans les deux cas. Le calcul isotherme surestime les vitesses expérimentales à effort imposé (Figure 5.37.a), mais sous-estime la vitesse à déplacement imposé (Figure 5.37.b). Cette incohérence ne permet pas de s'appuyer sur un calcul isotherme pour définir correctement les vitesses de propagation de fissure dans le cas multiaxial dans la mesure où un recalage a priori semble impossible.

Table 5.5 – *Effet du champs thermique numérique sur W_e et W_p pour les séquences 1 et 3 de SB08*

	séq 1 - SB08		séq 3 - SB08	
	W_e (J/m^3)	W_p (J/m^3)	W_e (J/m^3)	W_p (J/m^3)
isotherme $T = 900\ ^oC$	3.96 10^5	1.69 10^5	2.79 10^5	6.78 10^5
$\text{Th}_{circ\ 15}$ centré	2.66 10^5	1.19 10^5	6.95 10^5	1,36 10^6
$\text{Th}_{circ\ 10}$ décentré	2.6 10^5	1.06 10^5	6.95 10^5	1.51 10^6
$\text{Th}_{circ\ 15}$ ($T_{max} = 950\ ^oC$)	2.82 10^5	3.39 10^5	6.31 10^5	2.07 10^6



(a) Séquence 1 de SB08 : F imposé

(b) Séquence 3 de SB08 : U imposé

Figure 5.37 – *Évolution de la vitesse de propagation de fissure pour l'essai SB08*

5.3.3 Propagation de fissure et remaillage

Nous allons dans cette partie reprendre la démarche développée pour l'essai SB08 sur éprouvette réduite pour le chargement thermique et mécanique et la démarche de modélisation établie en propagation de fissure sur le cas SENT.

Cette modélisation peut être résumée à l'aide des différentes hypothèses utilisées :

- on utilise une géométrie d'éprouvette réduite modélisée par des éléments finis quadratiques de type c3d8 avec gestion de la pression ;
- le champ thermique appliqué est homogène dans une zone circulaire de diamètre 30 mm, la décroissance vers les bras est linéaire, seules les séquences à déplacement imposé ont été modélisées ;
- on insère la géométrie mesurée des fissures en début de chaque séquence et on n'utilise pas de critère de bifurcation pour décrire le chemin conformément à l'expérience. Le déversement de fissure n'est pas représenté ;
- la taille de maille minimale est fixée à 50 μm et l'incrément de propagation limité à 20 μm pour reproduire le sillage plastique en utilisant la projection des variables internes entre deux positions successives de fissure (algorithme *nearest_gp*) ;
- un seul calcul de chauffage est réalisé en début de séquence, et c'est par la technique de transfert de champ qu'on tient compte de l'état de contrainte induit par le gradient de température.

Pour l'ensemble des quatre séquences nous nous sommes basés sur une géométrie simplifiée de la fissure mesurée expérimentalement. Celle-ci est un maillage surfacique de la fissure, analysé en 2D (dans le plan de la face observé) et directement extrudé dans la troisième direction. Le module Z-cracks permet d'insérer des maillages surfaciques dans n'importe quelle structure en s'appuyant sur l'algorithme de remaillage conforme développé par [Distene.fr,]. Un exemple de maillage surfacique est présenté figure 5.38. La zone rouge et la zone bleue correspondent à la première séquence de chargement, la zone jaune correspond à la position imposée pour la fissure en début de deuxième séquence de chargement. Pour ne pas traiter de critère de bifurcation, c'est l'orientation de cette "micro-fissure" en début de séquence qui impose la direction de propagation.

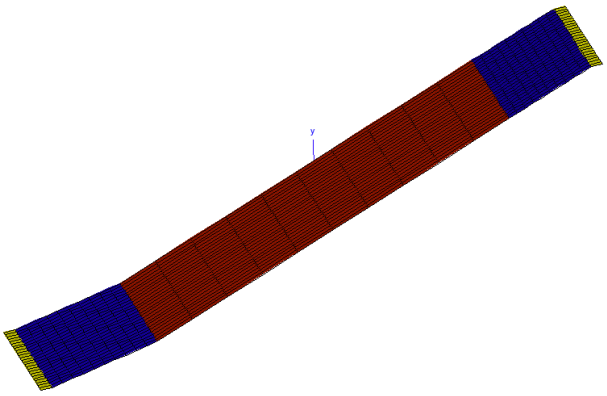
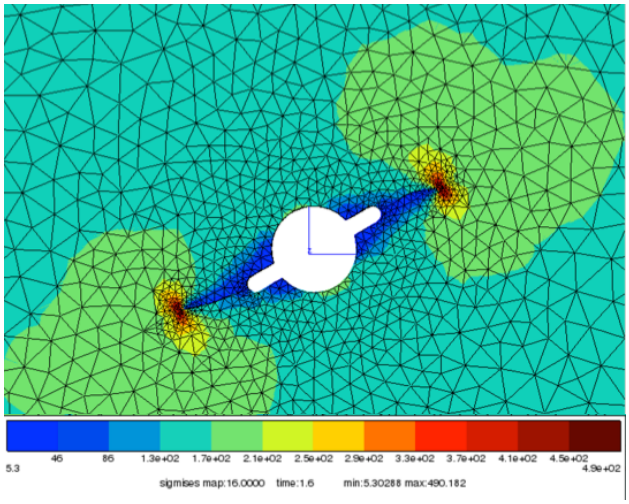


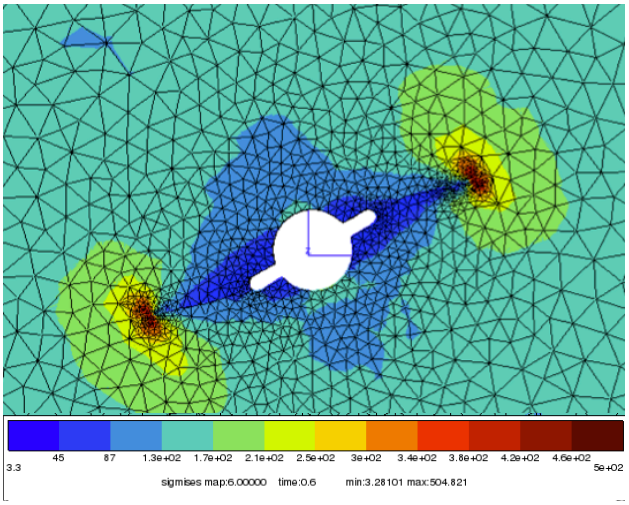
Figure 5.38 – *Maillage de la surface fissurée au utilisé au début de la séquence 2 pour l'essai SB08*

5.3.3.A Évolution des champs mécaniques et des énergies en cours de propagation de fissure

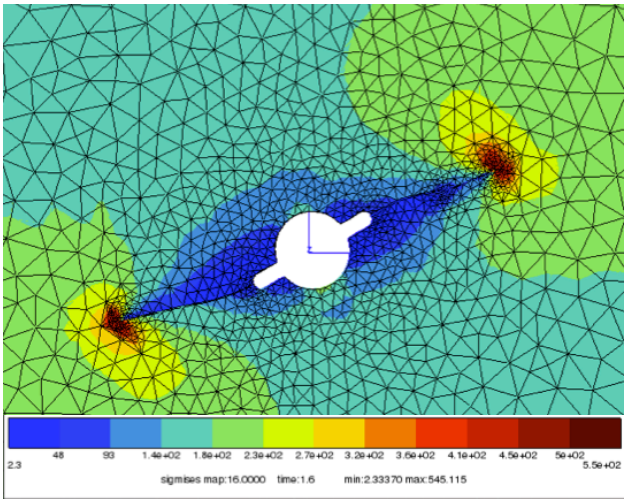
Nous ne décrivons ici que les séquences 2, 3 et 4, la première séquence de propagation donnant lieu à une fissure relativement courte nous supposons que l'introduction directe de la fissure au début de la deuxième séquence est efficace pour représenter les champs mécaniques. Les champs de contraintes équivalente de von Mises sont présentés pour ces trois séquences à la fin de la propagation de fissure pour chacune des séquences (Figure 5.39). On constate que pour chaque séquence le champ de contrainte est relativement dissymétrique (d'une fissure à l'autre) et que la zone utilisée pour le remaillage pour la quatrième séquence aurait due être agrandie. Les dissymétries ainsi mises en évidence sont liées à la géométrie non symétrique des fissures introduites et des dissymétries de chargement éventuels appliqués numériquement sur la base des mesures expérimentales.



(a) Séq 2



(b) Séq 3

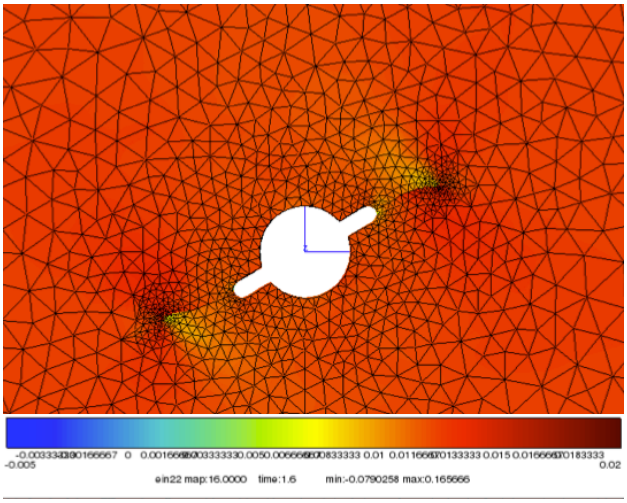


(c) Séq 4

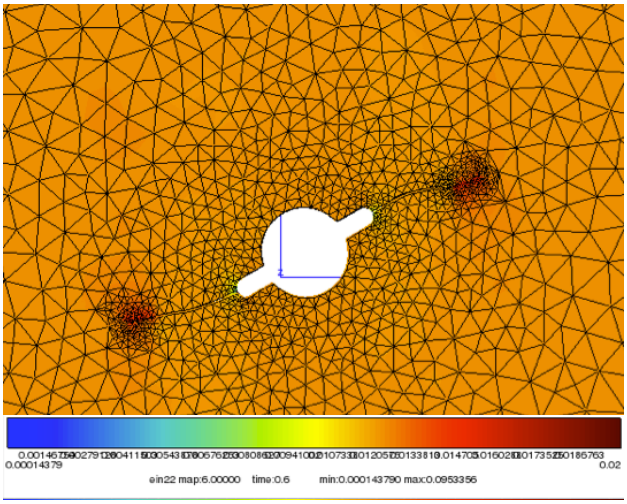
Figure 5.39 – *Contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{von\ Mises}$ au maximum du chargement imposé pour l'essai SB08 en fin de séquence (a) Séq 2, (b) Séq 3 et (c) Séq 4*

La localisation plastique est également intense pour ces trois séquences (Figure 5.40). On retrouve un sillage plastique intense à proximité des lèvres de fissure comme observé expérimentalement. La dissymétrie de localisation est également mise en évidence.

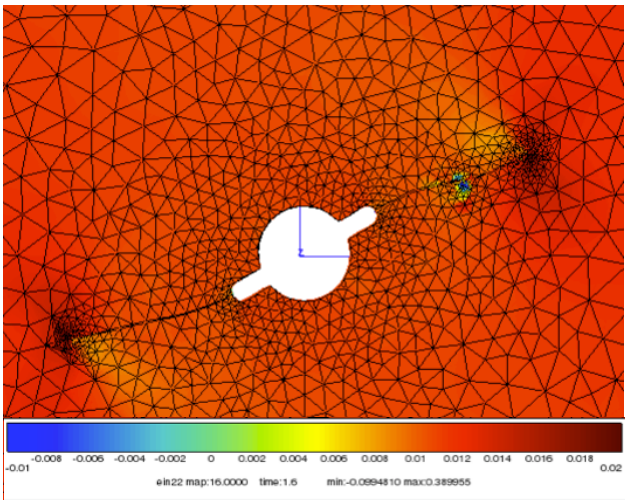
263



(a) Séq 2



(b) Séq 3



(c) Séq 4

Figure 5.40 – *Déformation inélastique dans la direction verticale ϵ_{22}^{in} au maximum du chargement imposé pour l'essai SB08 en fin de séquence (a) Séq 2, (b) Séq 3 et (c) Séq 4*

Enfin, l'évolution des taux de restitution d'énergie $G_{\max}$, et des énergies de déformation élastiques et plastique, w_e et w_p respectivement sont obtenues par moyenne dans une zone hémisphérique de rayon 250 μm pour chacune des trois séquences modélisées (Figure 5.43). De façon cohérente avec l'analyse statique, les énergies augmentent au passage d'une séquence à l'autre et on retrouve cette tendance pour le taux de restitution d'énergie (Figure 5.41).

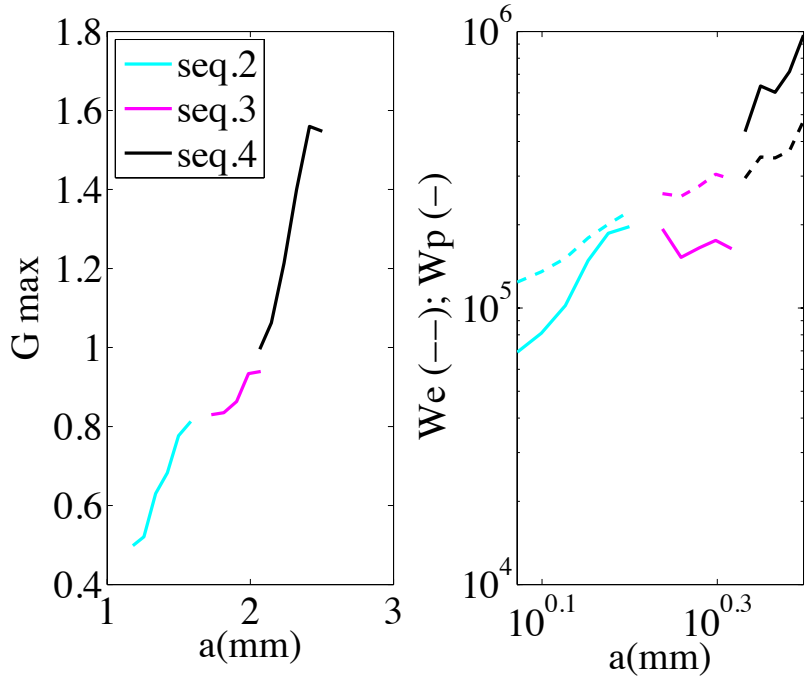


Figure 5.41 – *Évolution des énergies pour l'essai SB08 (a) $G_{\max}$ (b) w_e et w_p*

5.3.3.B Vitesse de propagation de fissure pour les différents modèles

La modélisation de la propagation de fissure est reprise sans modification des modèles ni nouvelle identification des paramètres identifiés pour le cas SENT.
Pour mémoire, les trois modèles testés sont, modèle en $G_{\max}$:

$$\frac{da}{dN} = C(G_{\max})^m \tag{5.8}$$

Le modèle en sommation d'énergie élastique et plastique :

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\frac{w_e}{w_e^*}\right)^{m_e} + \left(\frac{w_p}{w_p^*}\right)^{m_p} \tag{5.9}$$

Le modèle en sommation d'énergie élastique et $G_{\max}$:

$$\frac{1}{\lambda}\frac{da}{dN} = \left(\frac{w_e}{w_e^*}\right)^{m_e} + \left(\frac{G_{\max}}{G^*}\right)^{m} \tag{5.10}$$

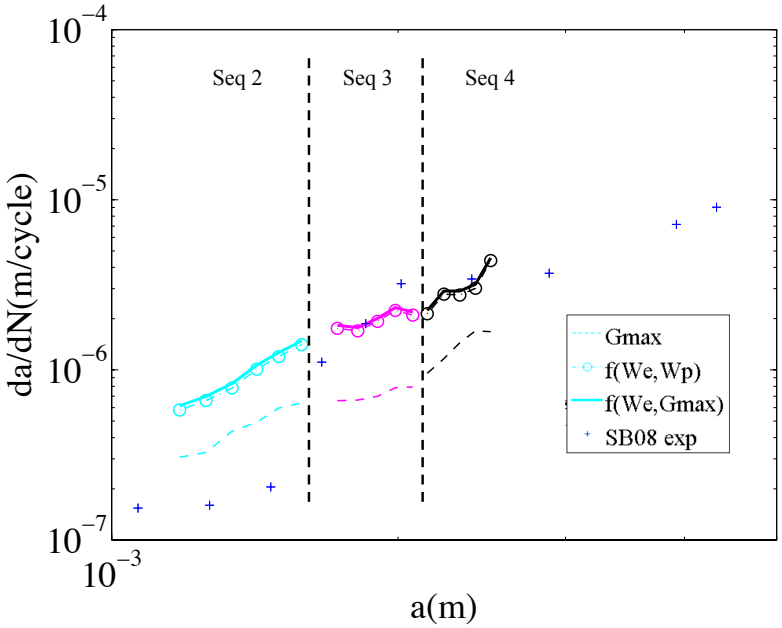


Figure 5.42 – *Évolution des vitesses de propagation pour l'essai SB08, modèle $G_{\max}$ (Éq. 5.8) en trait pointillé, sommation w_e et w_p (Éq. 5.9) en trait plein et sommation w_e et $G_{\max}$ (Éq. 5.10) avec marqueurs ; les points représentent la mesure expérimentale des vitesses.*

On constate que l'estimation des vitesses de propagation de fissure avec la méthode complète de remaillage permet d'améliorer nettement l'estimation des vitesses par rapport au post-processeur sans introduction de fissure. Le modèle en $G_{\max}$ tend systématiquement à sous-évaluer les vitesses, alors que les deux modèles combinés reproduisent assez fidèlement les niveaux pour les séquences 3 et 4, et à surestimer la séquence 2. De façon surprenante, la pente de la troisième séquence semble relativement bien reproduite pour les modèles par sommation alors que la pente pour la quatrième séquence est elle surestimée. Encore une fois, cette analyse devrait être menée pour une propagation plus longue pour pouvoir infirmer ou confirmer cette dernière séquence.

Enfin, pour des raisons de temps de calcul séquentiel, nous n'avons pas réussi à chainer efficacement les différentes séquences qui sont ici indépendantes les unes des autres. Cela signifie que l'état initial d'une séquence ne tient pas compte de l'état final de la séquence précédente. Pour y parvenir, il faudrait réaliser une modélisation efficace du changement de séquence avec une bifurcation progressive.

5.3.4 Modèle basé sur le taux de restitution d'énergie

Afin de conclure l'ensemble de cette analyse de la modélisation de la propagation de fissure en conditions multiaxiales en fatigue oligocyclique, nous avons souhaité revenir sur un point critique de la démarche proposée. En effet, malgré l'apparente simplicité de la démarche, et les tailles de maillage raisonnables choisies, on constate ici que les temps de calcul sont très longs. Même si le programme SEMAFOR contient une analyse des conditions

de calcul dites HPC, on peut se poser la question si un modèle dégradé de propagation de fissure est possible et quelle peut être sa qualité. La démarche consiste alors à uniquement insérer une fissure dans la position observée expérimentalement au début et à la fin de chaque séquence, calculer ainsi l'évolution des énergies au cours d'une séquence sans tenir compte du sillage plastique (Figure 5.43).

Nous reprenons ici uniquement le modèle en sommation de $G_{\max}$ et w_e (Équation 5.10). Nous appliquons cette proposition pour une phase d'identification du modèle sur l'essai SB08 et l'appliquons à l'essai SB06. Les résultats associés sont présentés sur la figure 5.44.

Ce modèle a conduit à des résultats en vitesse de propagation de fissure satisfaisants et devrait être appliqué à l'ensemble des conditions d'essais testées pour valider cette démarche.

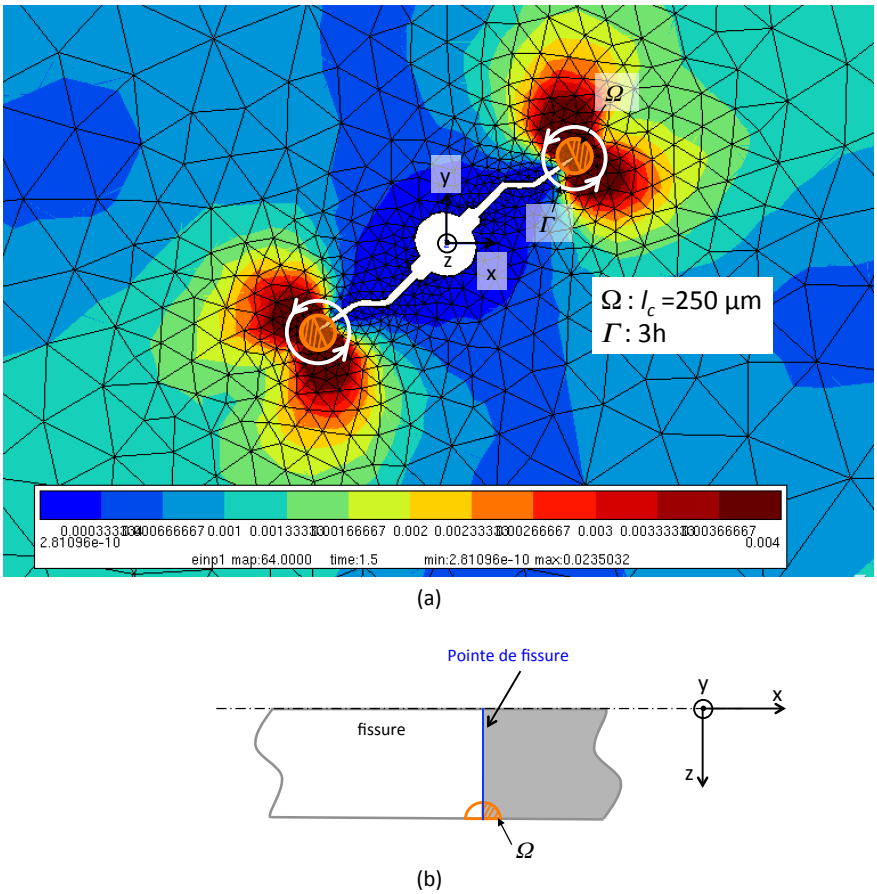


Figure 5.43 – *Schématisation descriptive des zones de détermination de $G_{\max}$, w_e et w_p en pointe de fissure*

267

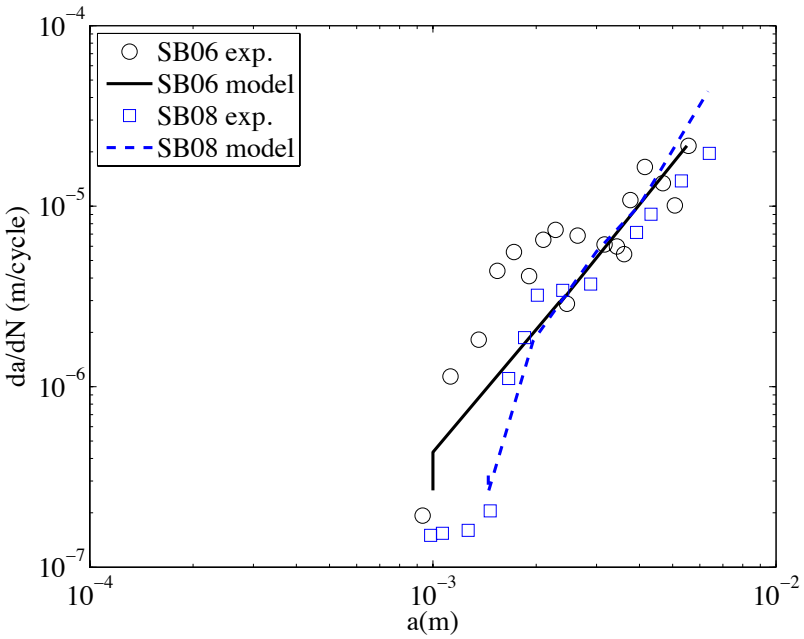


Figure 5.44 – *Modélisation de la vitesse de propagation de fissure identifiée sur SB08 et appliquée sur SB08, à l'aide du modèle en sommation de* $G_{\max}$ *et* w_e *(Éq. 5.10)*

5.4 Synthèse

Dans ce chapitre, nous avons d'abord proposé un schéma d'analyse en post-processeur dans le cas uniaxial appliqué sur SENT. Ainsi, nous avons rappelé les principaux résultats associé à la méthode de moyennation des grandeurs énergétiques, par analyse de sensibilité à la taille de "boîte" pour les modèle de propagation de fissure sans introduction de fissure. Ce sont ces hypothèses d'indépendance à la taille de maille, pour une approche non-locale, qui nous ont permis de proposer un nouveau modèle en propagation de fissure. Ce modèle, toujours formulé en post-processeur, utilise le remaillage conforme pour décrire explicitement l'avancée 3D de la fissure. Le transfert de champs pour de petits incréments de fissure permet de respecter la forme du sillage plastique observé expérimentalement. Ainsi on propose ici deux modélisations originales, pour décrire la vitesse de propagation de fissure en tout point d'avancée d'une fissure. Ces deux approches sont basées soit sur la combinaison w_e et w_p, soit sur la combinaison w_e et $G_{\max}$ et permettent de reproduire efficacement les essais SENT.

En ce qui concerne les conditions biaxiales, la question était de trouver la meilleure façon pour modéliser un essai de fatigue biaxiale en présence du gradient thermique (cf Chapitre 3). De plus, on a une méconnaissance des conditions aux limites de chargement de cet essai : des effets de localisation dans les bras de l'éprouvette à faible section et à température moyenne (PLC) ont été identifiés (cf Chapitre 3). Nous n'avons pas pu tenir compte de l'ensemble des phénomènes, ceci peut être considéré comme un point critique de cette modélisation. C'est pourquoi nous avons mené une analyse de sensibilité à la fois sur les conditions aux limites et sur les gradients de température. Les champs mécaniques

comme les quantités énergétiques w_e et w_p sont impactés par ces modifications mais sans que cela apparaisse comme critique vis-à-vis des modélisation proposées. En particulier, la méconnaissance du champs de température semble modifier au second ordre les grandeurs énergétiques qui pilotent in fine la vitesse de propagation de fissure.

Nous avons réussi finalement à obtenir un résultat raisonnable comme solution globale de modélisation pour les deux maillages utilisés : éprouvette complète et éprouvette réduite. L'application du modèle en post-processeur à l'ensemble des configurations expérimentales sans introduction de fissure, montre une cohérence tant que le chargement est équibiaxial et la fissure n'est pas très longue. En effet, une augmentation de la vitesse de propagation et un changement de la pente associée pour les séquences où $T \neq 1$ a été mis en évidence. Ceci est cohérent avec ce qu'on a constaté expérimentalement.

Le post-processeur en statique a été validé au cas biaxial sans recalage des paramètres du modèle sauf quand la fissure est soit longue soit en conditions de cisaillement ($T \neq 1$). En propagation de fissure biaxiale, nous avons montré que les vitesses de propagation sont correctement prédites sans recalage des paramètres des modèles. Ces deux points valident au cas multiaxial l'approche proposée et identifiée en cas de sollicitation uniaxiale.

Conclusion Générale

Conclusions

Ces travaux de thèse ont permis de caractériser la propagation de fissure en fatigue oligocyclique du superalliage HAYNES® 188 pour des chargements uniaxiaux et biaxiaux à haute température.

Un banc d'essais en fatigue biaxiale a été développé pour des hautes températures. Les campagnes d'essais biaxiaux conduites ont permis de couvrir plusieurs conditions de chargement par la réalisation de différentes séquences à différents taux de biaxialité. Ces chargements séquentiels ont enrichi l'étude expérimentale en fatigue biaxiale. D'autre part, le dispositif expérimental a permis d'optimiser la méthode du chauffage à l'aide d'un inducteur. Différentes géométries d'inducteur ont été conçues et fabriquées afin d'améliorer le chauffage de l'éprouvette en obtenant une plus grande zone isotherme à température maximale et en réduisant le gradient de température au sein de la zone utile de l'éprouvette. Ceci a assuré que la propagation se manifeste dans des conditions à très faible gradient de température. En revanche, l'élargissement de la zone la plus chaude a engendré que les températures moins élevées se localisent aux niveaux des bras de l'éprouvette. Une localisation à forte déformation a été mesurée par la méthode de suivi de marqueur aux niveau des bras. Ces résultats sont liés au comportement du matériau dans ces plages de températures.

L'un des objets majeurs de cette étude était d'évaluer les vitesses de propagation de fissure sous différentes conditions de chargement en fatigue oligocyclique à haute température. Nous avons constaté que les vitesses de propagation de fissure sont très élevées et ont le même ordre de grandeur pour les deux types de sollicitation : uniaxiale et biaxiale. La méthode optique utilisée pour la mesure de la vitesse de propagation de fissure en surface peut être vue comme une limite. Mais les résultats issus de cette méthode sont cohérents avec la méthode par suivi de potentiel pour le cas de chargement uniaxial et avec la méthode de mesure par les stries de fatigue sur les faciès de rupture pour le cas biaxial. Ces éléments nous permettent de valider la méthode pour les deux types de sollicitations. En ce qui concerne le cas uniaxial, l'effet de la température sur l'évolution de la vitesse dépend du niveau de la déformation imposée : en effet, pour les faibles niveaux, la vitesse de propagation de fissure sont plus élevées à 900 °C qu'à 800 °C. Pour les hauts niveaux de déformation imposée, nous avons constaté que la propagation de fissure est plus élevée à 800 °C. Pour les sollicitations biaxiales, la vitesse de propagation de fissure dépend essentiellement de la nature du chargement appliqué : elle est plus élevée pour les séquences à déplacement imposé et d'autant plus élevée qu'un cisaillement macroscopique est appliqué ($T \neq 1$).

Les analyses des chemins de fissure et des faciès de rupture ont permis de caractériser la propagation de fissure dans les conditions de fatigue oligocyclique à haute température en plasticité généralisée. Pour les deux types de sollicitations uniaxiale et biaxiale, la plasticité généralisée est régie par le multiamorçage et le sillage plastique et s'accompagne de la modification de la rugosité et du contraste de la surface observée pour les hauts niveaux de chargements imposés. Un déversement de fissure a été observé en surface et mesuré sur des faciès de propagation par profilomètrie. Nous avons constaté que le déversement augmente avec le niveau du chargement imposé.

En associant les observations des surfaces optiques *in situ* à forte résolution spatiale aux observations des faciès de propagation, nous avons pu identifier la nature du mécanisme de propagation. En effet, pour les chargements uniaxiaux, un seuil de déformation à 0.25 % correspond au changement de mécanisme de transgranulaire pour les niveaux inférieurs, à intergranulaire pour les plus hauts niveaux de déformation imposée. En ce qui concerne le chargement biaxial, les analyses des surfaces et faciès de propagation ont permis de déduire que le mode de propagation est mixte pour certains chargements alors qu'il est majoritairement intergranulaire pour d'autres à fort niveau de chargement. D'autres parts, l'oxydation a été observée au niveau des surfaces et faciès de fissuration. Compte tenu des courtes durées d'exposition des éprouvettes à haute température, les données d'oxydation isotherme "statique" (sans chargement mécanique) issues de l'étude bibliographique ne permettent pas de justifier une telle oxydation. L'identification et l'étude des couches d'oxydes formées en surface permettraient de déterminer le couplage endommagement-oxydation comme cela a été proposé notamment dans les travaux de [Koster, 1997]. Nous avons en revanche mis en évidence le lien entre modification de contraste, probablement lié à l'écaillage de l'oxyde, et activité plastique par des analyses d'images en surface où l'oxydation a été liée à la déformation plastique.

L'objectif de l'étude numérique par éléments finis était de prédire la vitesse de propagation de fissure à l'aide de modèles robustes. Pour ce faire, nous avons fait appel au modèle développé en post-processeur par [Maurel *et al.*, 2009]. Ce modèle a été identifié sur un maillage d'éprouvette uniaxiale [Maurel *et al.*, 2017] et validé par cette présente étude en conditions de chargement biaxial. Le post-processeur, a permis, sans insertion de fissure, de valider un modèle macroscopique de propagation de fissure basé sur des grandeurs énergétiques. Une taille de boîte fixe a permis de de passer du cas uniaxial au cas biaxial. Enfin, grace au développement des méthodes numériques dans le cadre du projet SEMAFOR des modèles de propagation de fissure avec remaillage ont été proposés, identifiés sur le cas SENT et validés en conditions biaxiales.

Deux points critiques sont mis ici en évidence. Le premier concerne le saut de vitesse observé pour les cas SENT aux faibles niveaux de déformation qui semble coïncider avec le changement de mécanisme de propagation identifié de trans- à intergranulaire. Ceci nécessite un modèle suffisamment riche en termes de degré de liberté pour couvrir une telle plage de vitesse. Les modèles de sommation de deux lois puissance sont alors très efficaces. Le deuxième point mis en évidence par la modélisation est l'augmentation de vitesse (pente) en présence d'un mode de cisaillement coplanaire. Les modèles issus de ces travaux ne représentent pas efficacement cet effet.

Perspectives

Volet expérimental

Il serait intéressant d'explorer de nouvelles méthodes afin de mesurer les champs de déformation et de déplacement au sein de la zone utile de l'éprouvette lors de l'essai. En s'inspirant de la méthode de suivi de marqueurs dont les résultats sont encourageants, nous proposons de faire un réseaux de marqueurs suivant un motif périodique. De plus, afin d'estimer les champs de déplacements et de déformations, et compte tenu de nos multiples tentatives pour obtenir un mouchetis résistant à la durée et à la température de l'essai, nous proposons d'effectuer ces mouchetis dans des zones lointaines de la zone de chauffage. Des premiers résultats concluants ont été proposés par [Nutte, 2019].

En ce qui concerne l'étude thermique, nous proposons des axes d'amélioration tels que l'étude du chauffage avec un inducteur de diamètre plus petit. Ce dernier permettrait d'éviter le chauffage des bras à cette température. En revanche, compte tenu de la dépendance entre les tailles de la zone la plus chaude et de température homogène, le nouvel inducteur doit assurer une large zone de température maximale et homogène afin de garantir que la propagation de fissure se manifeste dans des conditions isothermes à très faible gradient.

Comme évoqué précédemment, l'étude de l'oxydation du matériau n'a pas fait l'objet de notre étude. Il serait intéressant d'analyser les interactions de type fatigue-oxydation à une échelle plus fine pour conclure sur l'effet de l'oxydation sur la fissuration du superalliage HAYNES® 188 dans les conditions de l'étude. De plus, afin d'estimer l'influence de ce mécanisme sur la durée de vie du matériau, des essais sous vide seraient intéressants en conditions de chargements uniaxiaux vu la complexité de les conduire en chargements biaxiaux.

Volet numérique

Dans l'étude numérique, le champs de température a été modélisé à l'aide d'une fonction analytique permettant de représenter au mieux le champ thermique réel. Une analyse de sensibilité thermique a été effectuée et a montré un faible dépendance des résultats. Ces derniers ont été encourageants malgré la simplicité du champ thermique utilisé. Nous proposons de faire une projection du champs thermique réel sur le maillage de l'éprouvette comme a procédé [Chaieb, 2019] sur des éprouvettes cruciformes.

D'autres parts, le décalage noté sur certains résultats en terme de valeurs de déplacements est dû au fait que la loi de comportement utilisée ne tient pas compte de l'effet PLC. Une façon de tenir compte des effets PLC dans les zones critiques des essais menés consisterait à utiliser une rigidité équivalente différente avant et après striction. Mais l'approche optimale consistera en tout état de cause à réussir à obtenir un champ de déplacement expérimental aussi proche que possible de la fissure pour pouvoir l'imposer à une zone en dehors des effets complexes de localisation.

Le déversement des fissures a été négligé dans la représentation du maillage des fissures biaxiale. Afin d'étudier son effet sur les résultats du calcul numérique, il serait intéressant d'en tenir compte lors de l'insertion de la fissure dans le maillage de l'éprouvette via Z-cracks.

En ce qui concerne la modélisation de la vitesse de propagation de fissure en fatigue biaxiale, l'effet de modification de pente observé dans les séquences où $T \neq 1$, il serait intéressant de tester l'influence du terme de cisaillement qu'on peut récupérer sur l'évaluation de G grâce à l'intégrale d'interaction.

Annexe A : Démarche expérimentale de l'essai uniaxial sur éprouvette de type SENT

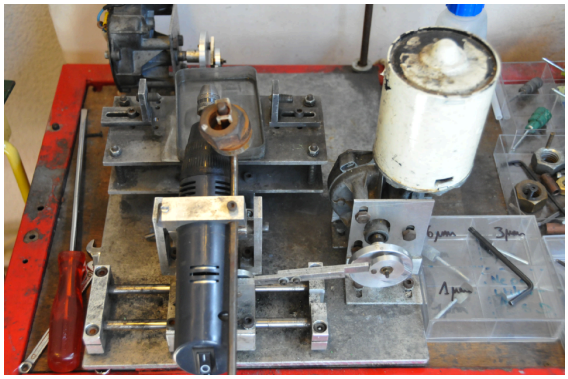
La préparation de l'éprouvette est une étape préliminaire à tout essai. Les étapes de cette préparation consiste à :

- Polir la surface utile de l'éprouvette à l'aide de la machine automatique (Figure A.45.a).
- Relever les dimensions de l'éprouvette après polissage. Ces mesures sont par la suite utilisées pour le calcul des contraintes et de la longueur de fissure.
- Souder les fils du suiveur électrique de fissure et le thermocouple respectivement sur la face contre l'entaille et la face de l'entaille.

Après avoir préparé l'éprouvette de type SENT pour l'essai, le montage de l'essai comporte plusieurs étapes dont nous citons :

- Amarrage de tête d'éprouvette avec le mors haut de la machine. Cette opération nécessite l'installation de cales pour exercer un préserrage et assurer le blocage en rotation de l'éprouvette.
- Amarrage de l'autre tête d'éprouvette avec le mors du bas de la machine. Comme le mors de haut, ce mors nécessite aussi un préserrage pour supprimer le jeu et assurer le blocage en rotation de l'éprouvette.
- Réglage d'alignement de l'ensemble mors haut, éprouvette, mors bas. Cela est réalisé avec le chauffage de métal à bas point de fusion. Une fois ce métal est fondu, l'ensemble mors haut, éprouvette, mors bas se libère du piston de la machine et sous l'effet de gravité l'ensemble mors haut, éprouvette, mors bas s'aligne. Pour solidariser l'ensemble avec le piston, il suffit de remettre en place le piston et attendre le refroidissement du métal à bas point de fusion (Figure A.45.b).
- Réglage et fermeture du four.
- Installation et réglage de la caméra et du système optique.
- Montage de l'extensomètre après étalonnage et vérification (Figure A.45.c).

- Installation et réglage du suiveur électrique et du thermocouple.
- Branchement du circuit de refroidissement. Ce circuit a pour but le refroidissement de la paroi du four et des lignes d'amarrage de la machine.
- Programmation de l'essai à l'aide de la partie commande de la machine hydraulique
- Mise en marche du four pour atteindre la température de l'essai avec 10 °C/s.
- Lancement de l'essai après stabilisation de la température de consigne durant 30 min.
- Arrêt de l'essai de propagation de fissure lorsque la longueur de fissure atteint a = 5,5 mm.

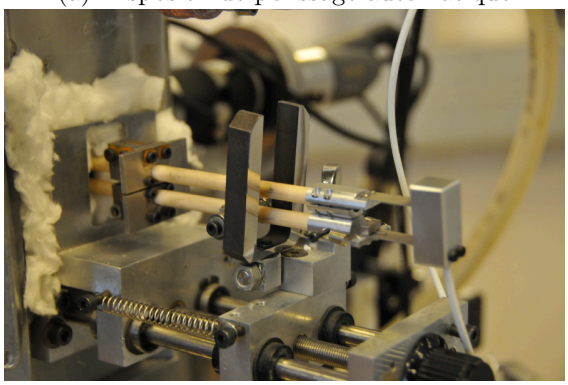


(a) Dispositif de polissage automatique





(b) Montage du piston avec le métal à bas point de fusion



(c) Montage de l'extensomètre

Figure A.45 – *Matériel utilisé [Benjamaa, 2017]*

280

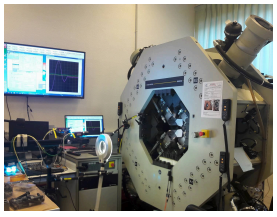
Annexe B : Synthèse de l'étude de l'alignement de la machine biaxiale

Problématique

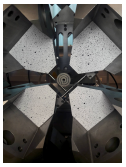
- Fissuration dissymétrique, flambage « répétable » de éprouvettes
- Sous des sollicitations très élevées :
  - Torsion / rotation ?
  - Coplanéité des quatre mors

Solution

- Mesure de la coplanéité par Stéréo-corrélation
- Correction de l'alignement des mors



2 caméras de corrélation d'image + lumière + système d'acquisition (Vic 3D)





Mouchetis sur les mors / sur l'éprouvette

Démarche

Mesure de la planéité entre les mors

Etat 0 initial

ΔZ (mm), ΔW (mm)

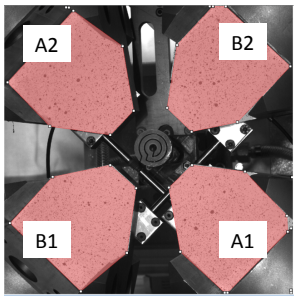
Blocage des rotations à l'aide de cales entre les mors et le bâti
Etat 1 corrigé

ΔZ (mm), ΔW (mm) diminuent

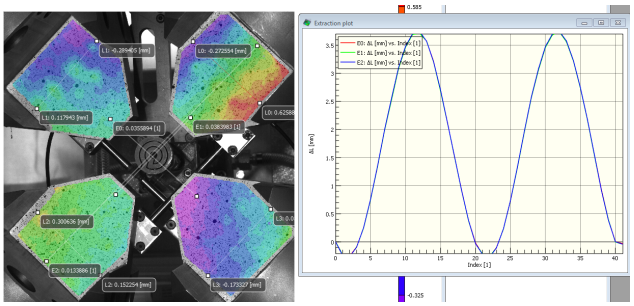
Correction de la coplanéité entre les mors
Etat 2 corrigé

ΔZ (mm), ΔW (mm) quasi nuls

Etat 0 initial



Motifs de corrélation



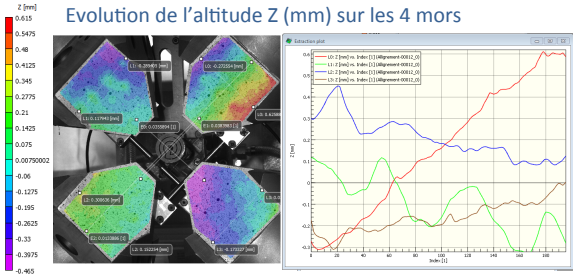
Δl (mm) extensomètres

- Le motif de corrélation est tracé sur tout le mors
- **En contrôle de déplacement vérin**:
  2 mm imposés par la machine => 4 mm mesurés par la corrélation
  => donc 2mm par vérin même si Modal
- La mesure du Δl (mm) est toujours la même quelque soit l'extensomètre virtuel
- Acquisition d'images pour 2 cycles de chargement
  - max du cycle 1: Image 12
  - min du cycle 1: Image 22

Etat 0 initial

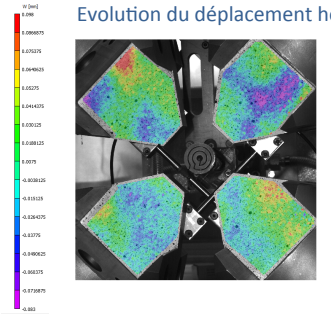
- En contrôle de déplacement vérin
- La zone d'intérêt est représentée par tout le mors

Evolution de l'altitude Z (mm) sur les 4 mors



- Les 4 mors ne sont ni coplanaires ni parallèles !
  - L1: ΔZ (A2) = 0,44 mm
  - L3: ΔZ (A1) = 0,31 mm
  - L0: ΔZ (B2) = 0,92 mm
  - L2: ΔZ (B1) = 0,38 mm

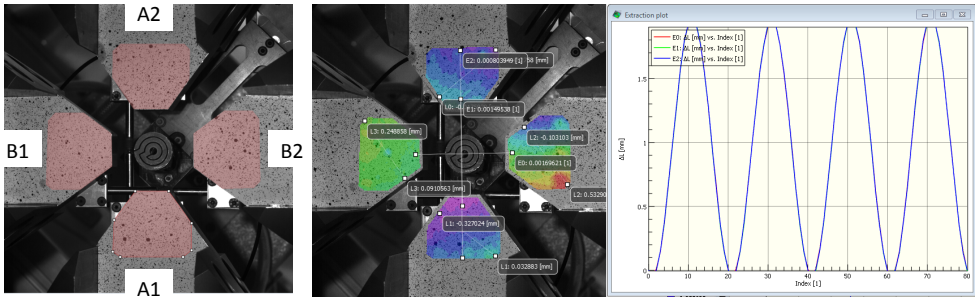
Evolution du déplacement hors plan W (mm) sur les 4 mors



- ΔW (A2) = 0,19 mm
- ΔW (A1) = 0,14 mm
- ΔW (B2) = 0,11 mm
- ΔW (B1) = 0,11 mm

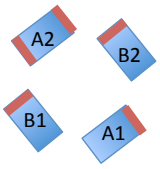
282

Etat 1 corrigé



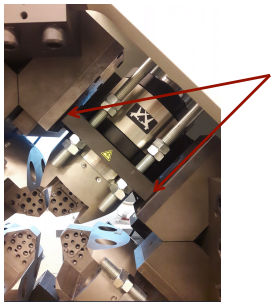
Motifs de corrélation — Δl (mm) extensomètres

- **Sur chaque vérin, une cale de 0,2 mm a été rajoutée pour rattraper le jeu pendant le test**
- Le motif de corrélation est tracé selon la position de l'éprouvette sur le mors
- Rotation de 45 degrés => l'axe A est porté par la verticale, l'axe B est porté par l'horizontale
- **En contrôle de déplacement vérin:**
  1 mm imposé par la machine => 2 mm mesurés par la corrélation
- La mesure du Δl (mm) est toujours la même quelque soit l'extensomètre virtuel
- Acquisition d'images pour 4 cycles de chargement
  - Image 140: image de référence
  - max du cycle 1: Image 150
  - min du cycle 1: Image 160



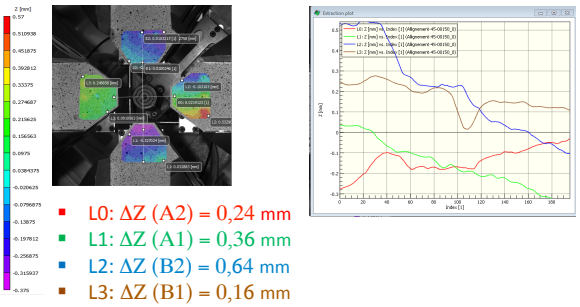
Etat 1 corrigé

- **Sur chaque vérin, une cale de 0,2 mm a été rajoutée pour rattraper le jeu pendant le test**
- La zone d'intérêt est tracée selon la position de l'éprouvette sur le mors
- Rotation des caméras de 45 degrés => l'axe A est porté par la verticale, l'axe B est porté par l'horizontale



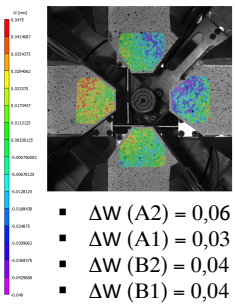
cale de 0,2 mm
pour bloquer la rotation
des mors

Evolution de l'altitude Z (mm) sur les 4 mors



- L0: ΔZ (A2) = 0,24 mm
- L1: ΔZ (A1) = 0,36 mm
- L2: ΔZ (B2) = 0,64 mm
- L3: ΔZ (B1) = 0,16 mm

Evolution du déplacement hors plan W (mm)

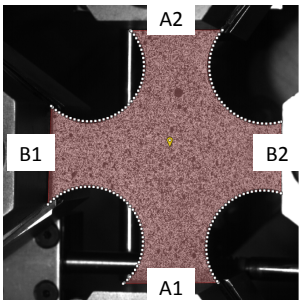


- ΔW (A2) = 0,06 mm
- ΔW (A1) = 0,03 mm
- ΔW (B2) = 0,04 mm
- ΔW (B1) = 0,04 mm

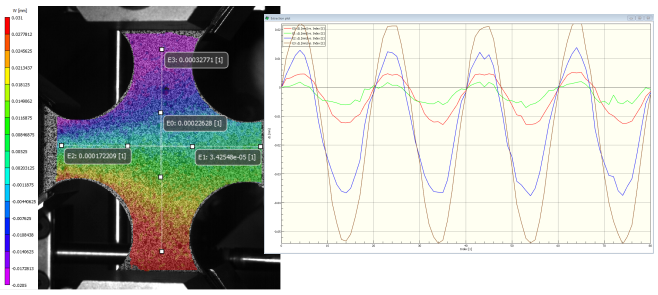
283

Annexe B

Etat 2 corrigé : mesure sur l'éprouvette



Motif de corrélation

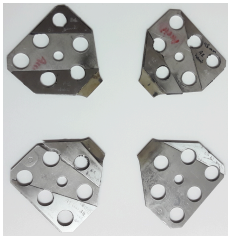


Δl (mm) extensomètres

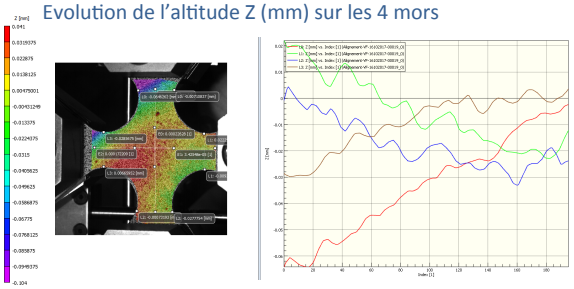
- **Les cales ont été montées avec l'éprouvette en respectant le sens du serrage : B2, B1, A2 puis A1**
- Le motif de corrélation est tracé sur la zone utile de l'éprouvette
- Rotation de 45 degrés => l'axe A est porté par la verticale , l'axe B est porté par l'horizontale
- **En contrôle de déplacement LVDT:**
  - 0,1 mm imposé sur A2 et 0,05 mm imposé sur B2
- La mesure du Δl (mm) **varie en changeant l'extensomètre virtuel**
- Acquisition d'images pour 4 cycles de chargement
  - Image 14: image de référence
  - max du cycle 1: Image 19
  - min du cycle 1: Image 28

Etat 2 corrigé : mesure sur l'éprouvette

- **Les cales ont été usinées en se basant sur l'état 1 corrigé, puis montées avec l'éprouvette en respectant le sens du serrage : B2, B1, A2 puis A1**
- Le motif de corrélation est tracé sur la zone utile de l'éprouvette

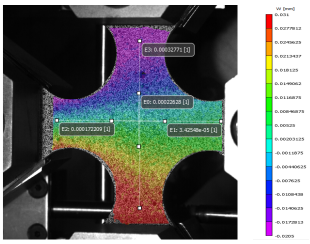


Evolution de l'altitude Z (mm) sur les 4 mors



- L0: ΔZ (A2) = 0,06 mm
- L2: ΔZ (A1) = 0,03 mm
- L1: ΔZ (B2) = 0,04 mm
- L3: ΔZ (B1) = 0,03 mm

Evolution du déplacement hors plan W (mm) sur les 4 mors



- ΔW (A2) = 0 mm
- ΔW (A1) = 0 mm
- ΔW (B2) = 0,01 mm
- ΔW (B1) = 0,02 mm

284

		Etat 0	Etat 1	Etat 2
ΔZ (mm)	A2	0,44	0,24	0,06
	A1	0,31	0,36	0,03
	B2	0,92	0,64	0,04
	B1	0,38	0,16	0,03
ΔW (mm)	A2	0,19	0,06	0
	A1	0,14	0,03	0
	B2	0,11	0,04	0,01
	B1	0,11	0,04	0,02

285

Annexe C : Chauffage par induction

Cas des éprouvettes plates : illustration du défaut de parallélisme entre l'inducteur et l'éprouvette : Un point important de notre étude thermique est le parallélisme entre les deux surfaces inducteur/éprouvette. Un défaut de parallélisme peut engendrer un chauffage non homogène de la zone utile de l'éprouvette. Nous avons remarqué des zones "froides" ou "moins chaudes" sur les champs thermiques. Dans des cas extrême, nous avons remarqué l'apparition d'étincelle et de micro-fissures au niveau du congé de l'éprouvette pendant le déroulement de l'essai SB04 (Figure C.46).

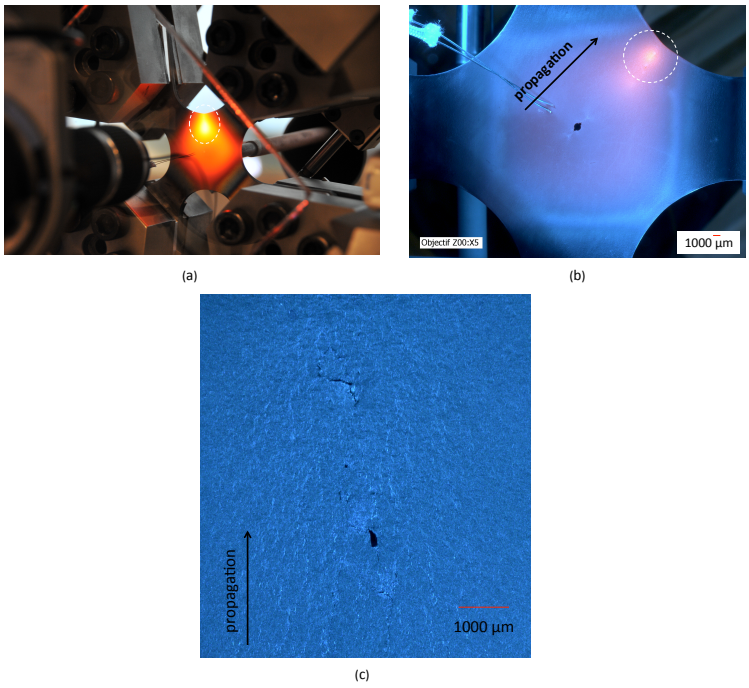


Figure C.46 – *(a) détection du défaut de chauffage (b) observation du défaut du chauffage au microscope et (c) agrandissement sur la micro-fissure apparue*

En effet, ce chauffage a été effectué avant de mettre en place le dispositif spécifique de centrage et de parallélisme de l'inducteur. Dans ce cas, l'inducteur a été penché et visiblement très proche du haut de la zone chauffée. Par conséquent, la surface demeure une zone de concentration de contrainte et de température. Ceci a engendré l'apparition d'une fissure

dans la direction de la propagation de la fissure principale (Figure C.46.c). D'où l'importance de respecter une distance constante entre la surface de l'inducteur et celle de l'éprouvette. Et aussi, le parallélisme entre ces deux surfaces doit être assuré pendant tout le chauffage. Le montage spécifique conÃ§u et fabriqué a fait l'objet pour résoudre ce problème.

Chauffage des éprouvettes cruciformes à cuvette La géométrie proposée a également été utilisée sur les éprouvettes cruciformes à cuvette. Cependant, comme constaté sur la figure C.47, le chauffage n'est pas satisfaisant. Une zone froide apparaît au centre de la zone de fissuration et qui crée un gradient de température de plus de 100 °C de part et d'autre de l'entaille dans la zone de fissuration. On peut lier ce défaut de parallélisme des deux surfaces : l'inducteur est plus proche de la zone la plus chaude de l'éprouvette. Nous confirmons cette hypothèse par le chauffage obtenu sur l'éprouvette SB07 à l'aide du montage spécifique mis en place avec l'inducteur (Figure **??**). La thermographie infra-rouge effectuée sur ce chauffage a montré une symétrie du champ de température de part et d'autre de l'entaille.

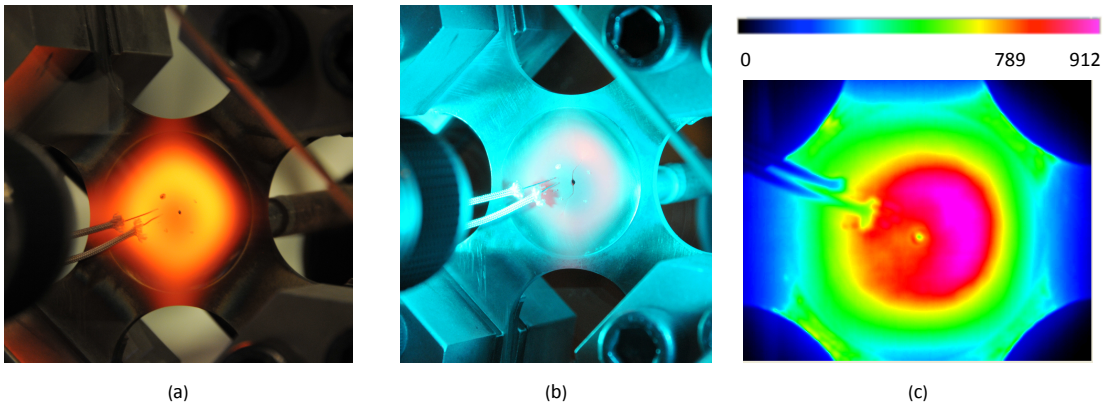
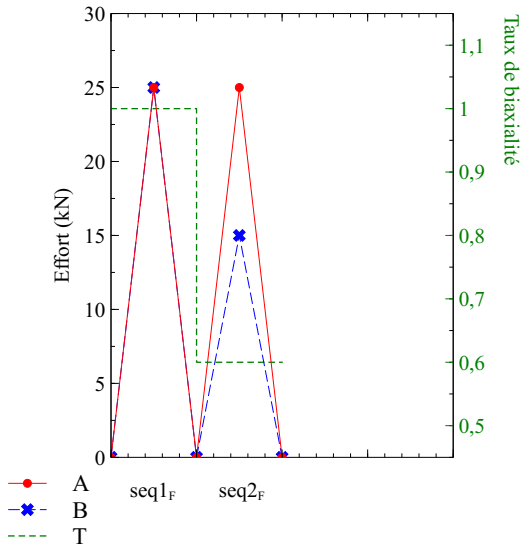


Figure C.47 – *Chauffage sur éprouvette à cuvette - SB05*

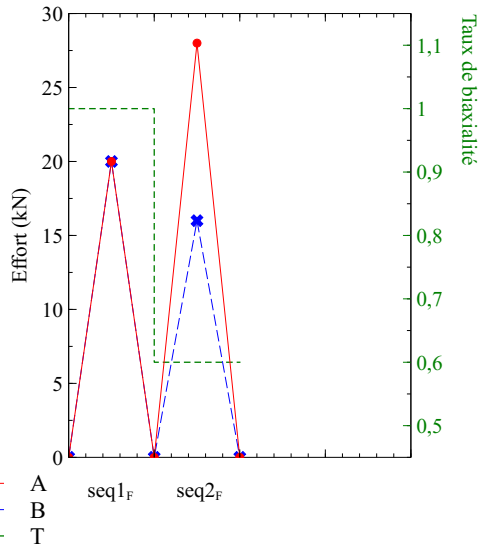
288

Annexe D : Conditions de déroulement des essais biaxiaux

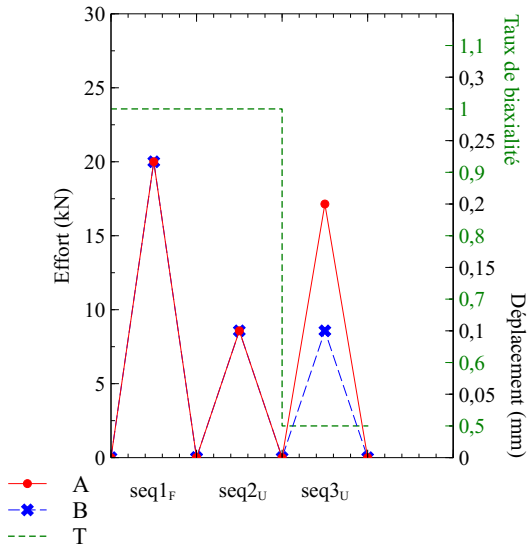
Table D.6 – *Essais biaxiaux sur éprouvettes cruciformes*



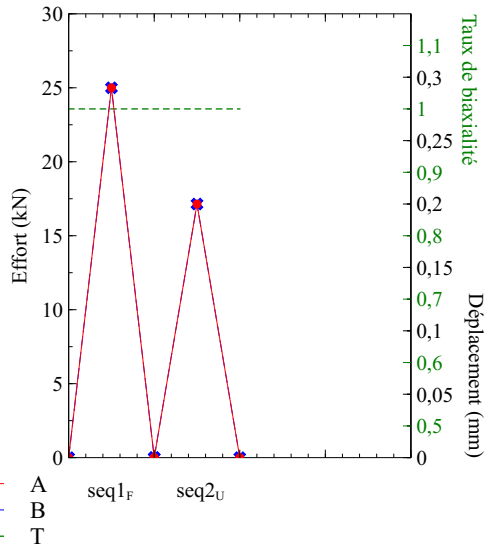
(a) SB01



(b) SB02



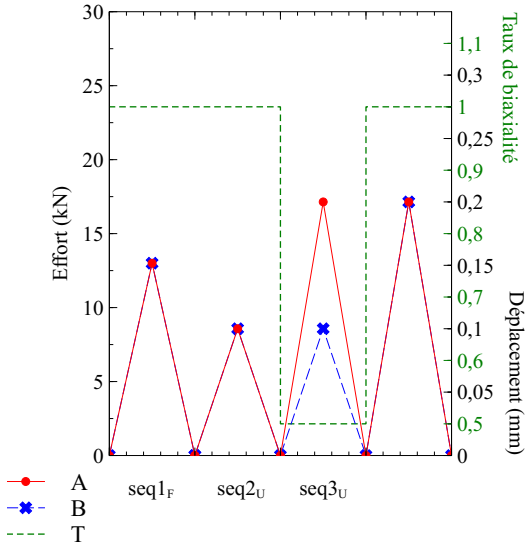
(c) SB03



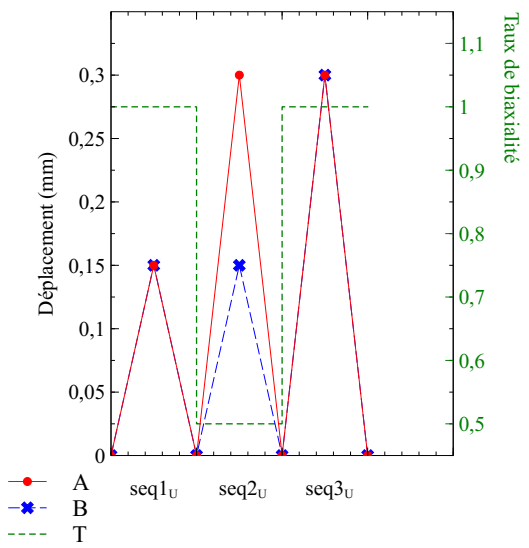
(d) SB04

290

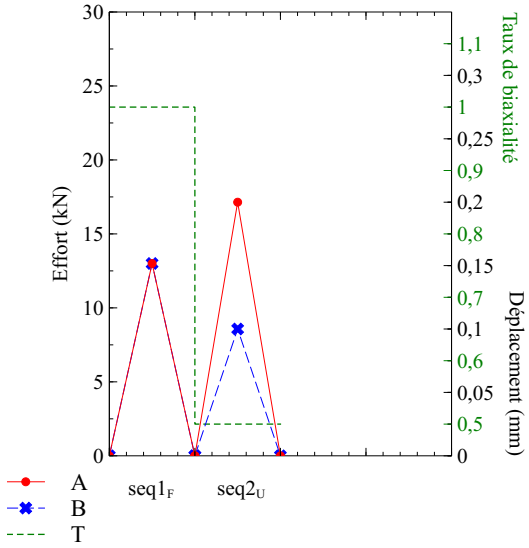
Table D.7 – *Essais biaxiaux sur éprouvettes cruciformes*



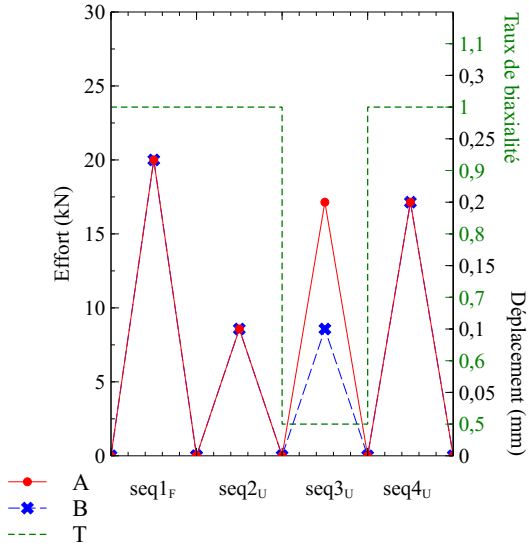
(e) SB05



(f) SB06



(g) SB07



(h) SB08

291

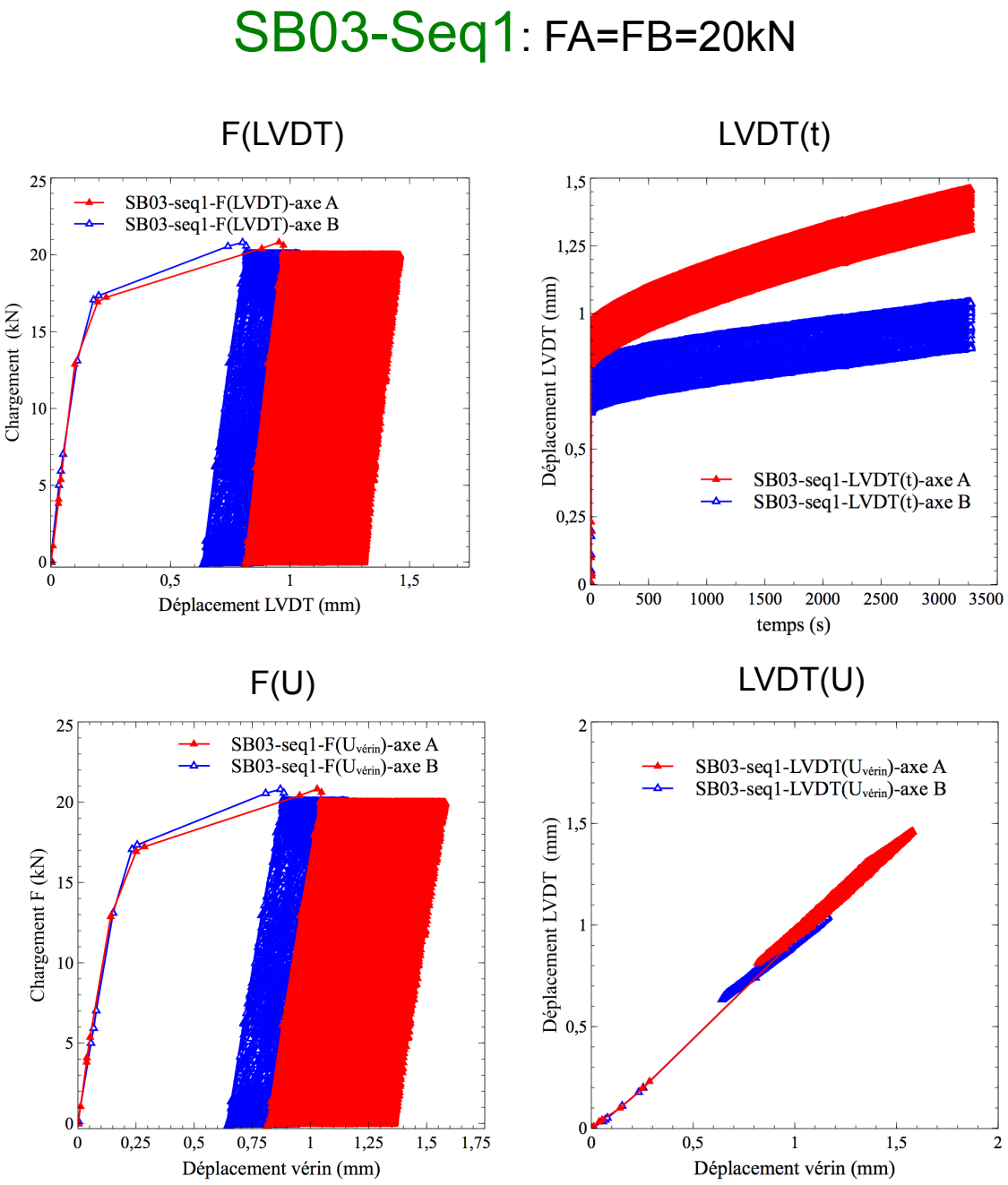


Figure D.48 – *Courbes de chargement pendant la première séquence de SB03*

292

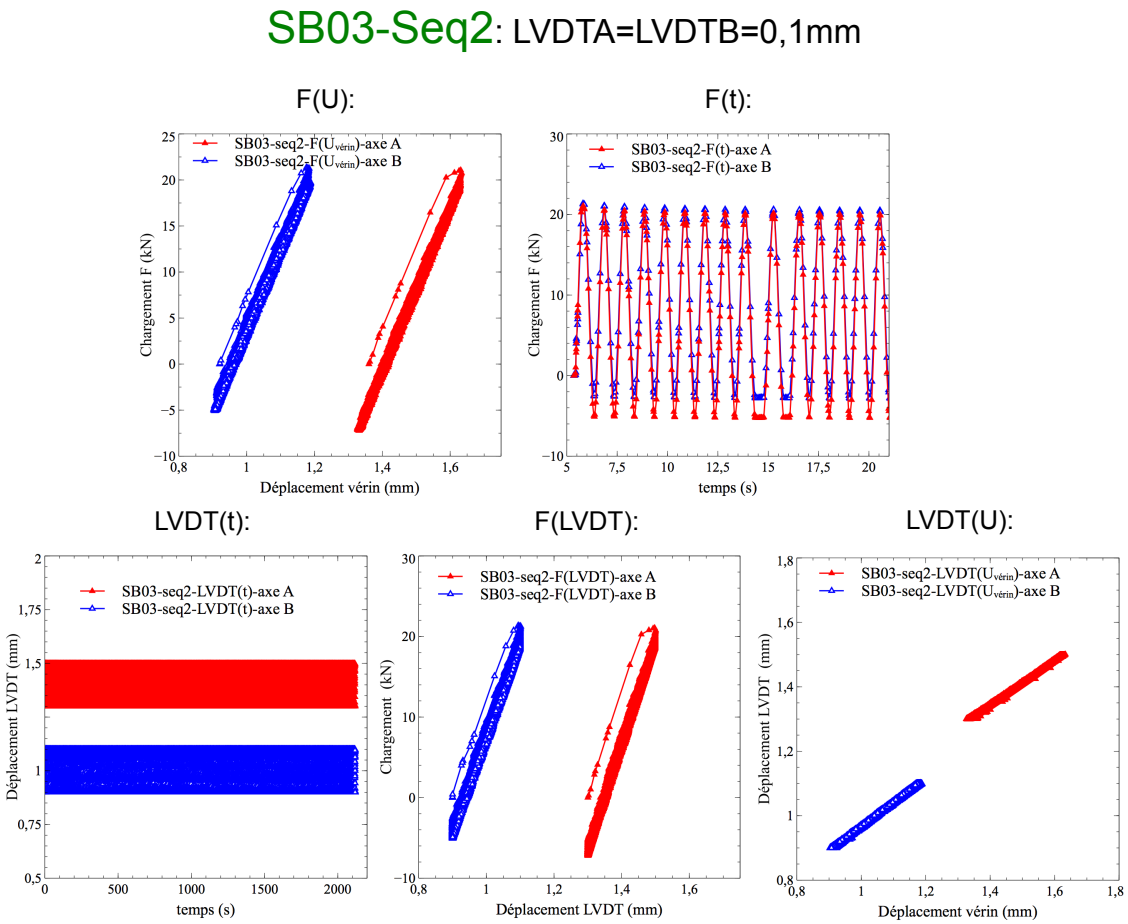


Figure D.49 – *Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB03*

293

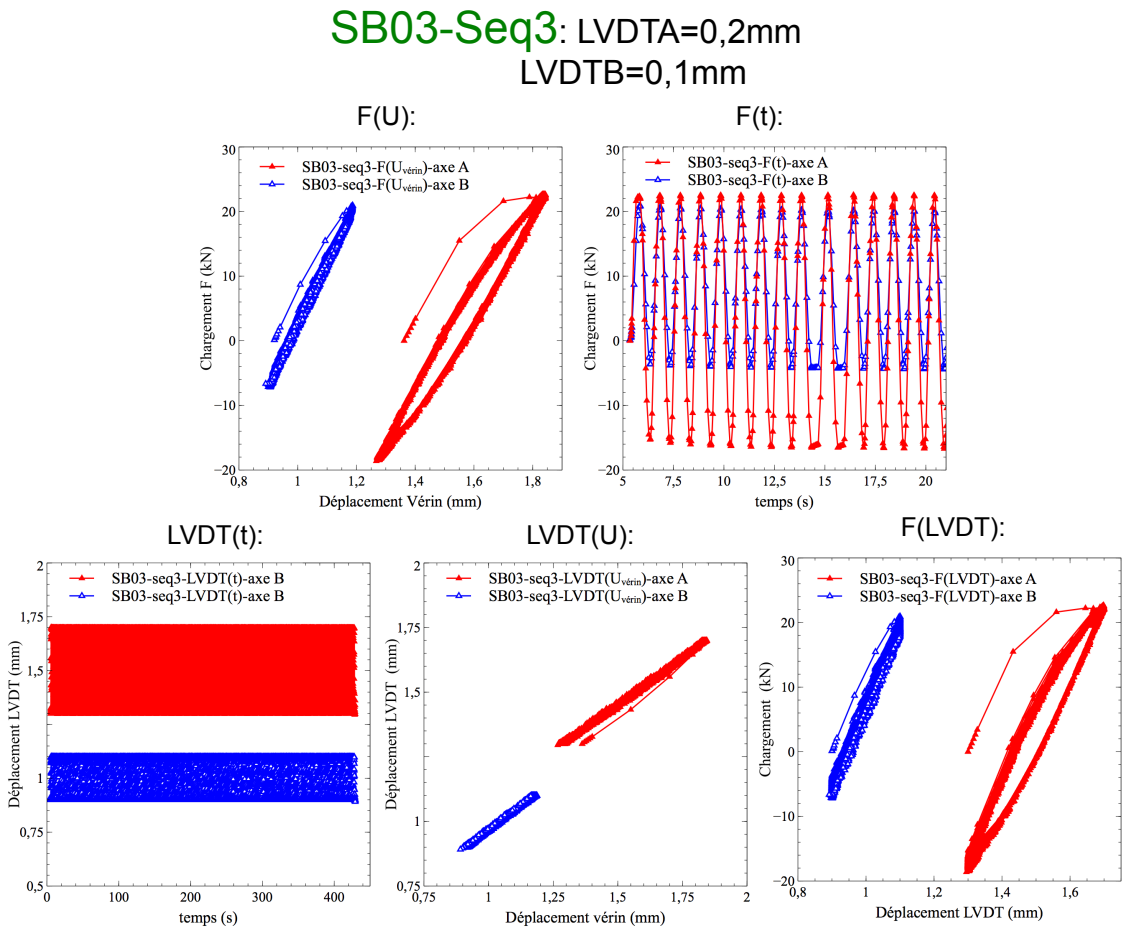


Figure D.50 – *Courbes de chargement pendant la troisième séquence de SB03*

294

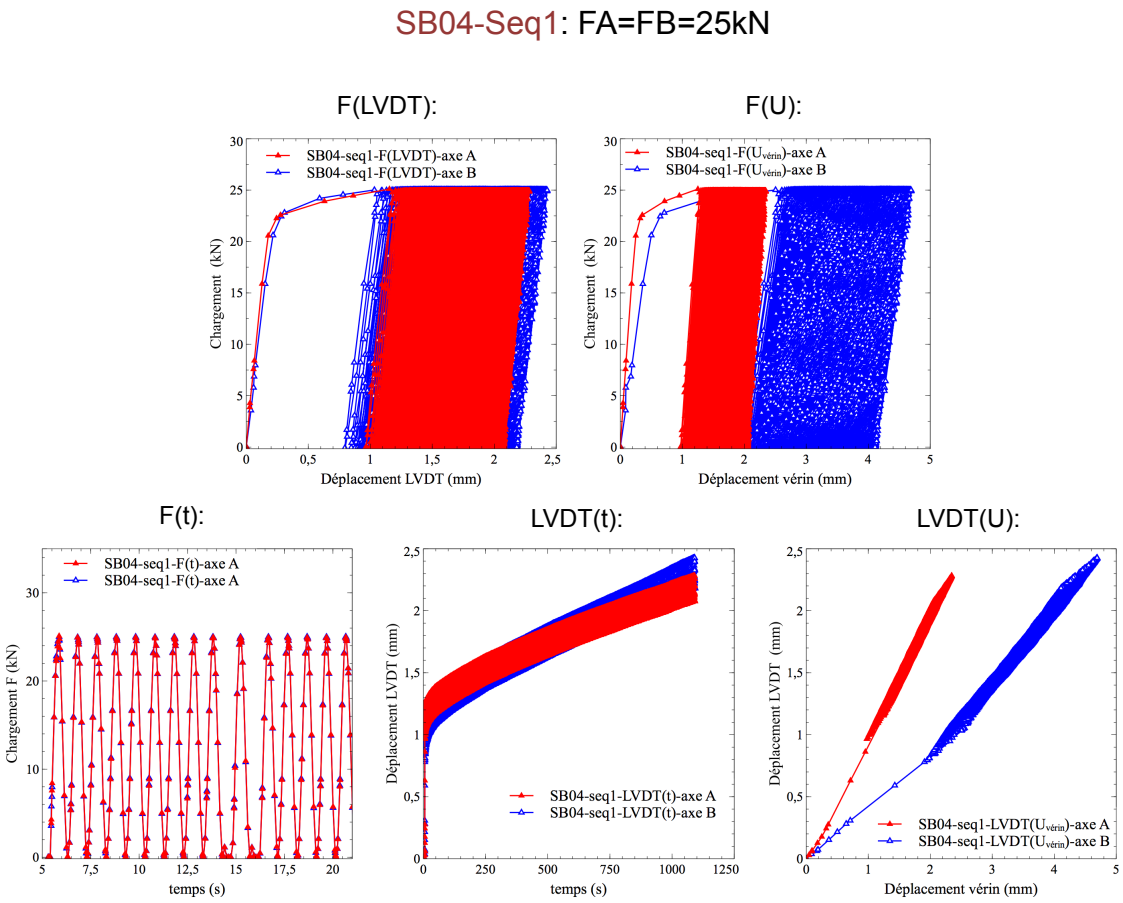


Figure D.51 – *Courbes de chargement pendant la première séquence de SB04*

295

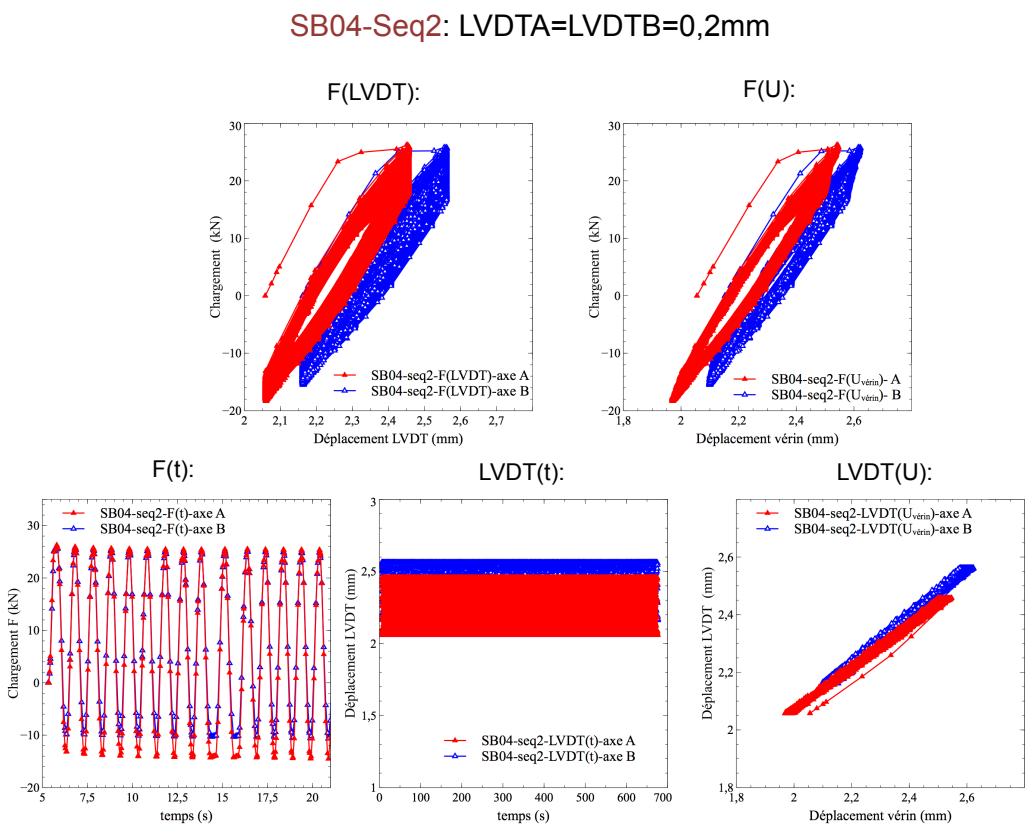


Figure D.52 – *Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB04*

296

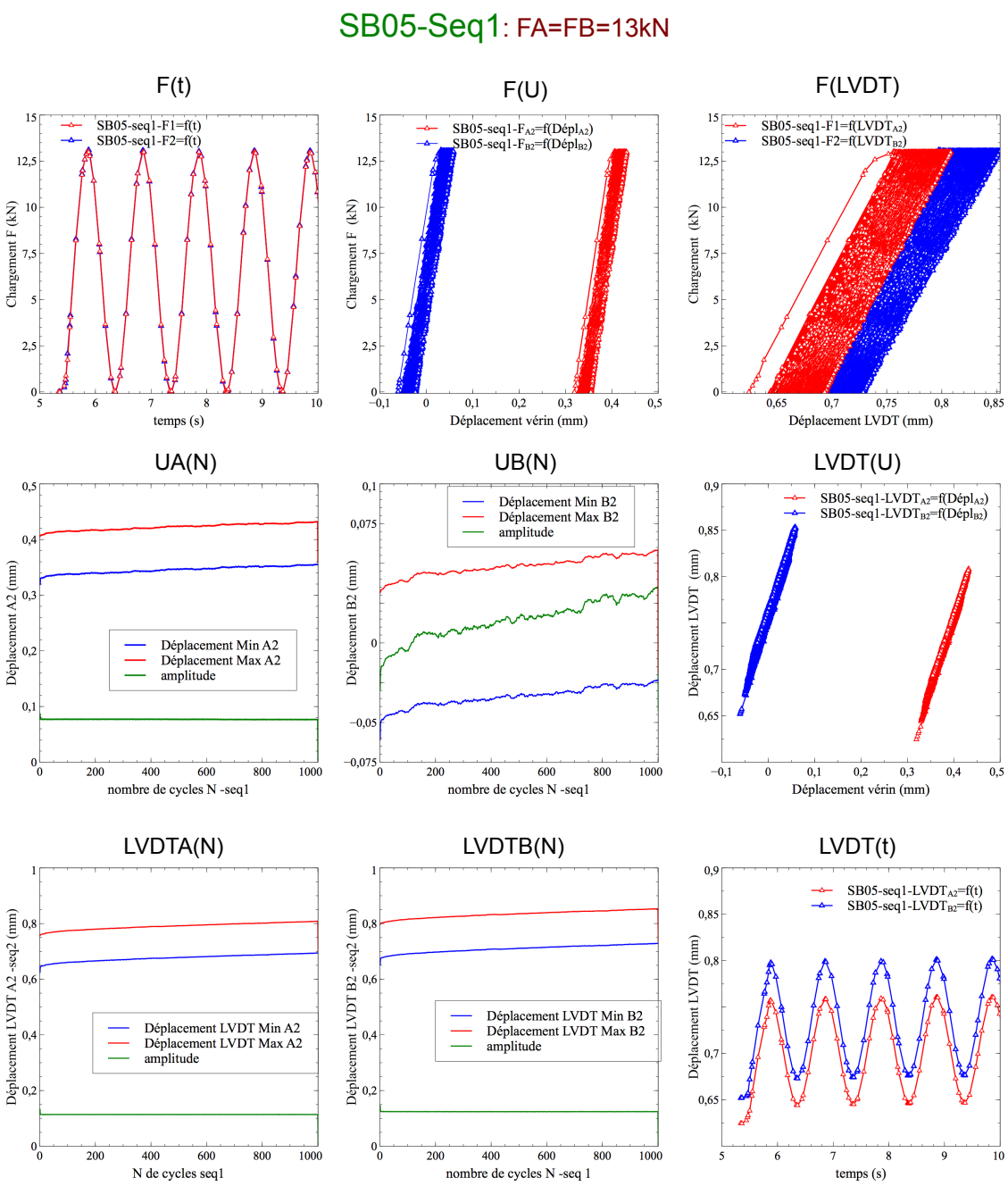


Figure D.53 – *Courbes de chargement pendant la première séquence de SB05*

297

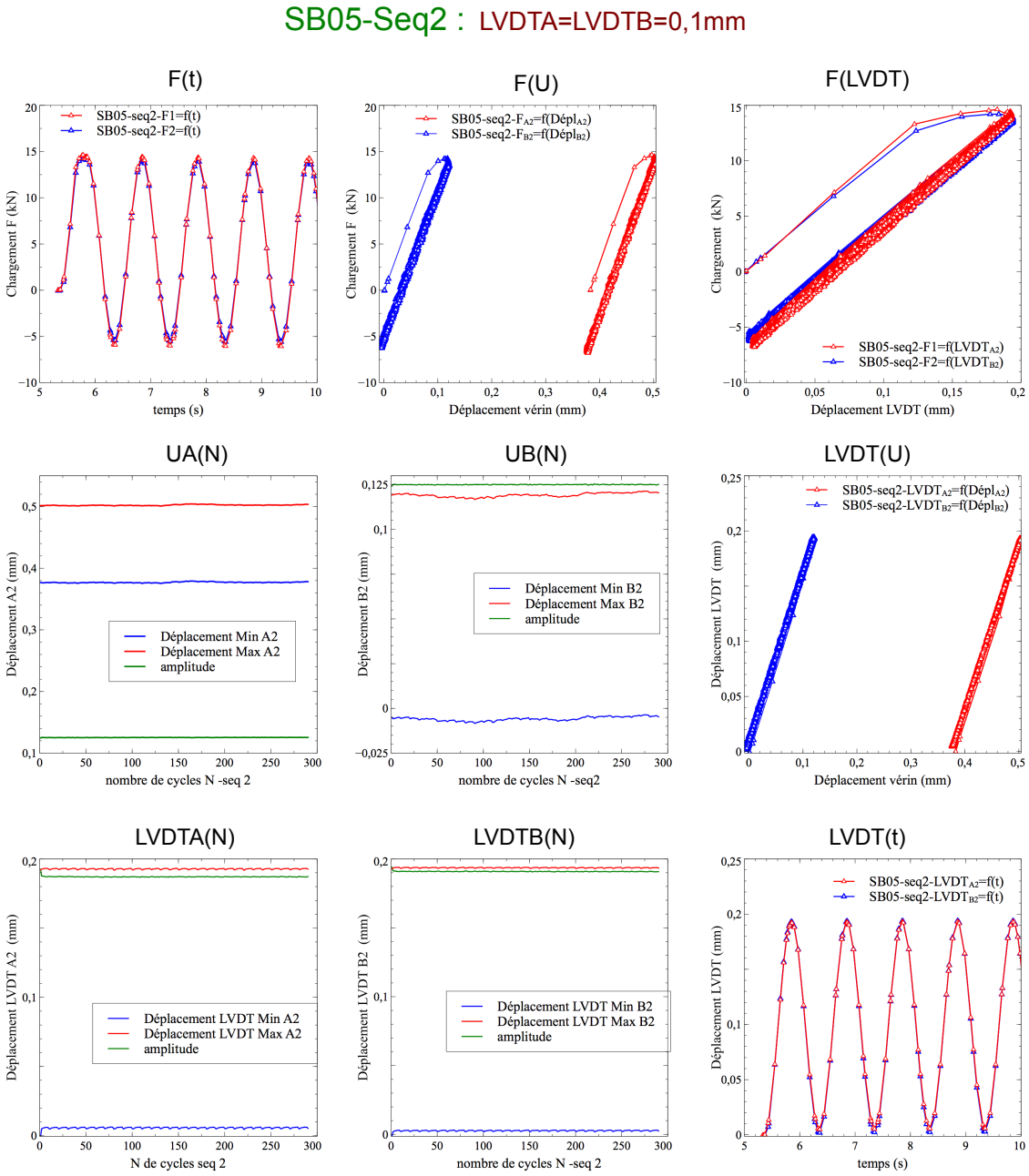


Figure D.54 – *Courbes de chargement pendant la deuxième séquence de SB05*

298

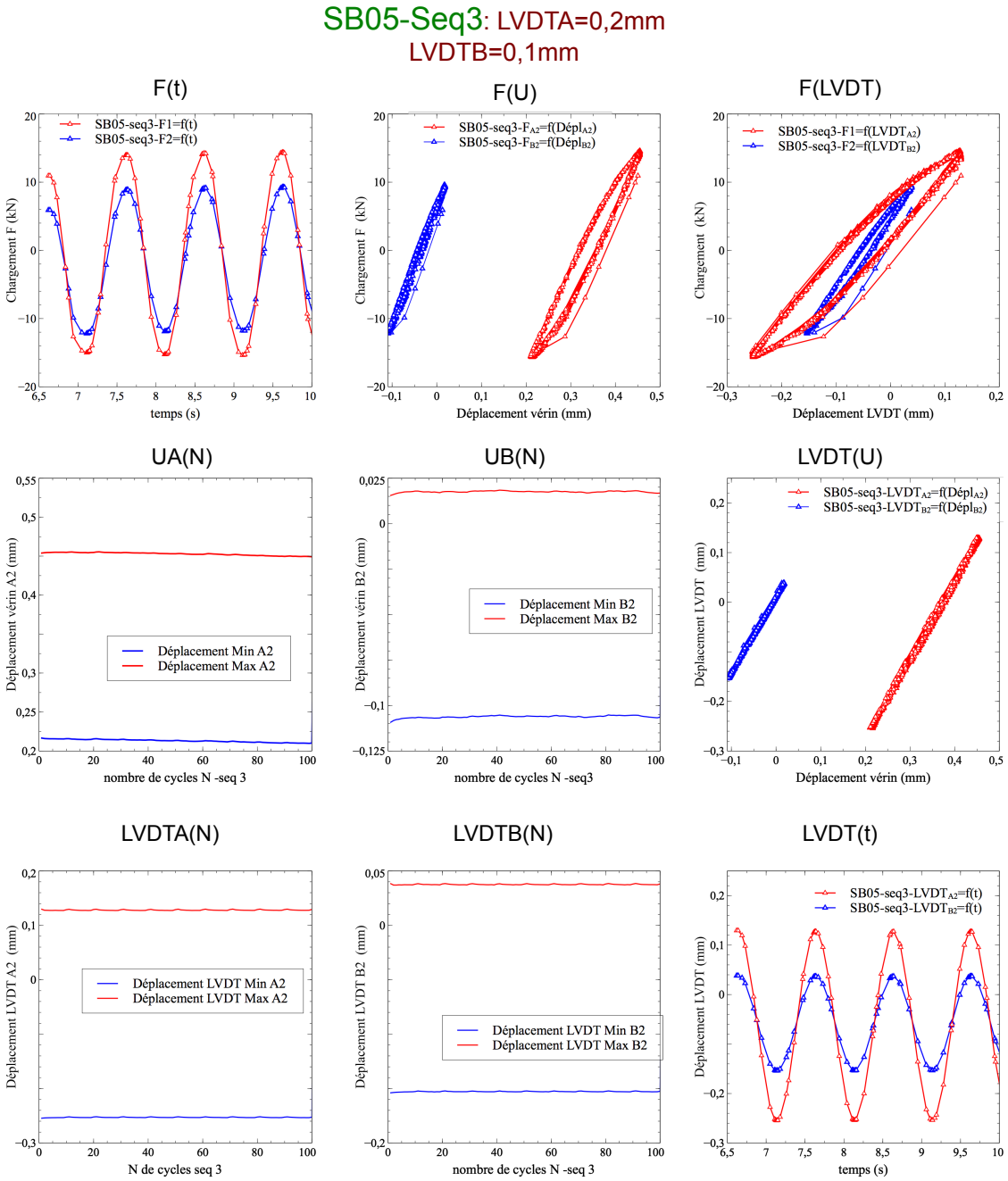


Figure D.55 – *Courbes de chargement pendant la troisième séquence de SB05*

299

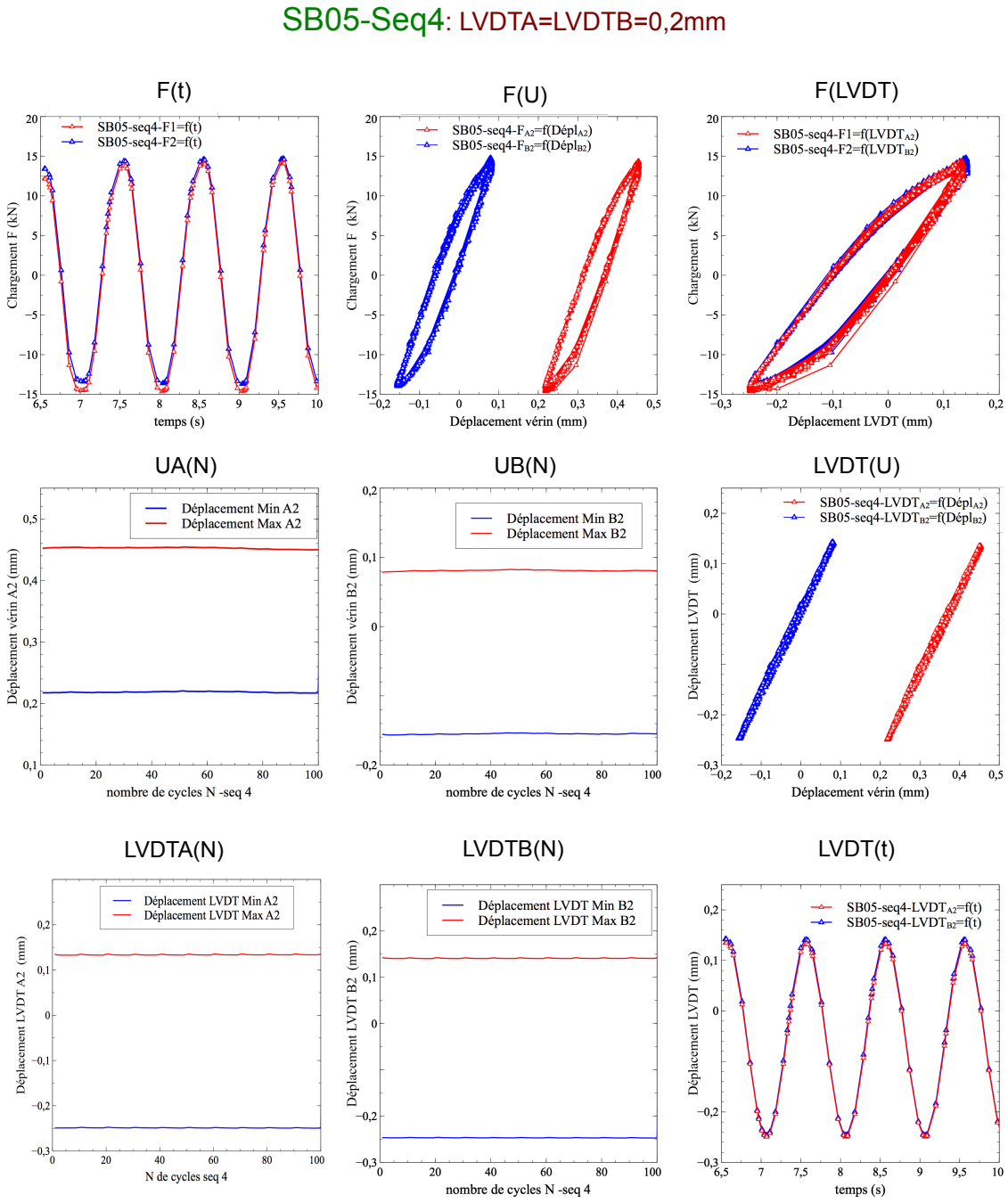


Figure D.56 – *Courbes de chargement pendant la quatrième séquence de SB05*

300

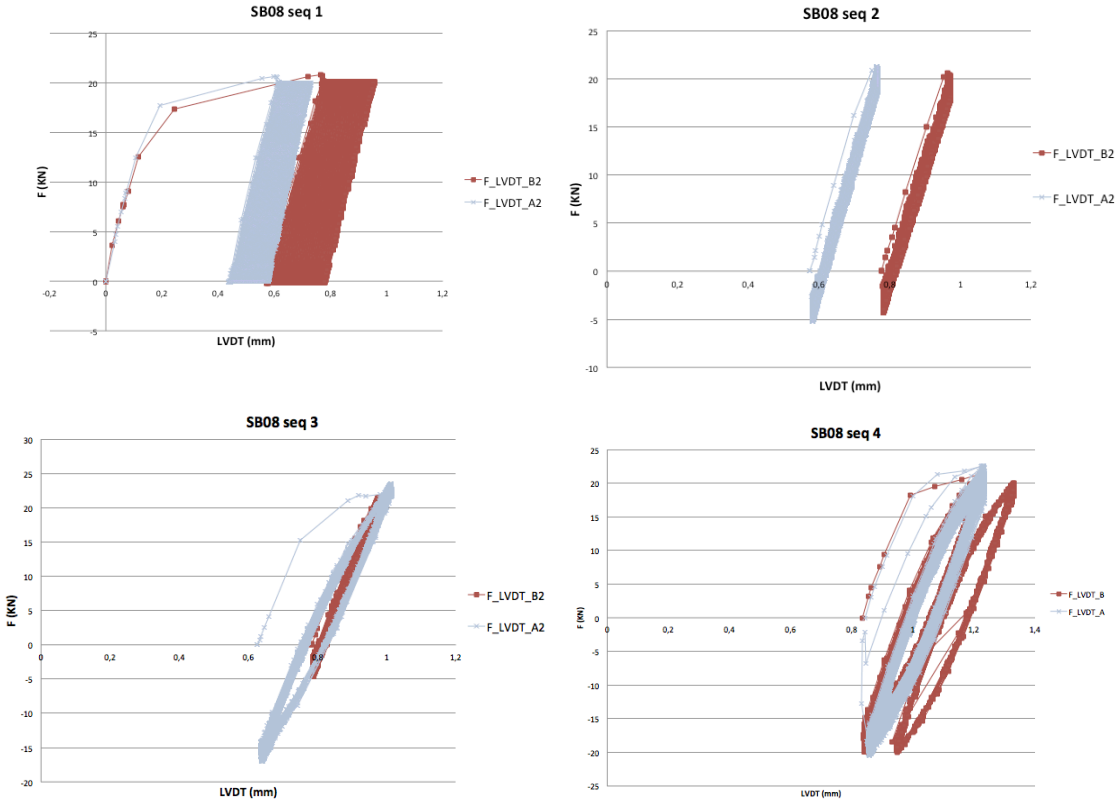


Figure D.57 – *Courbes F(déplacement LVDT) pendant l'essai SB08*

301

Annexe D

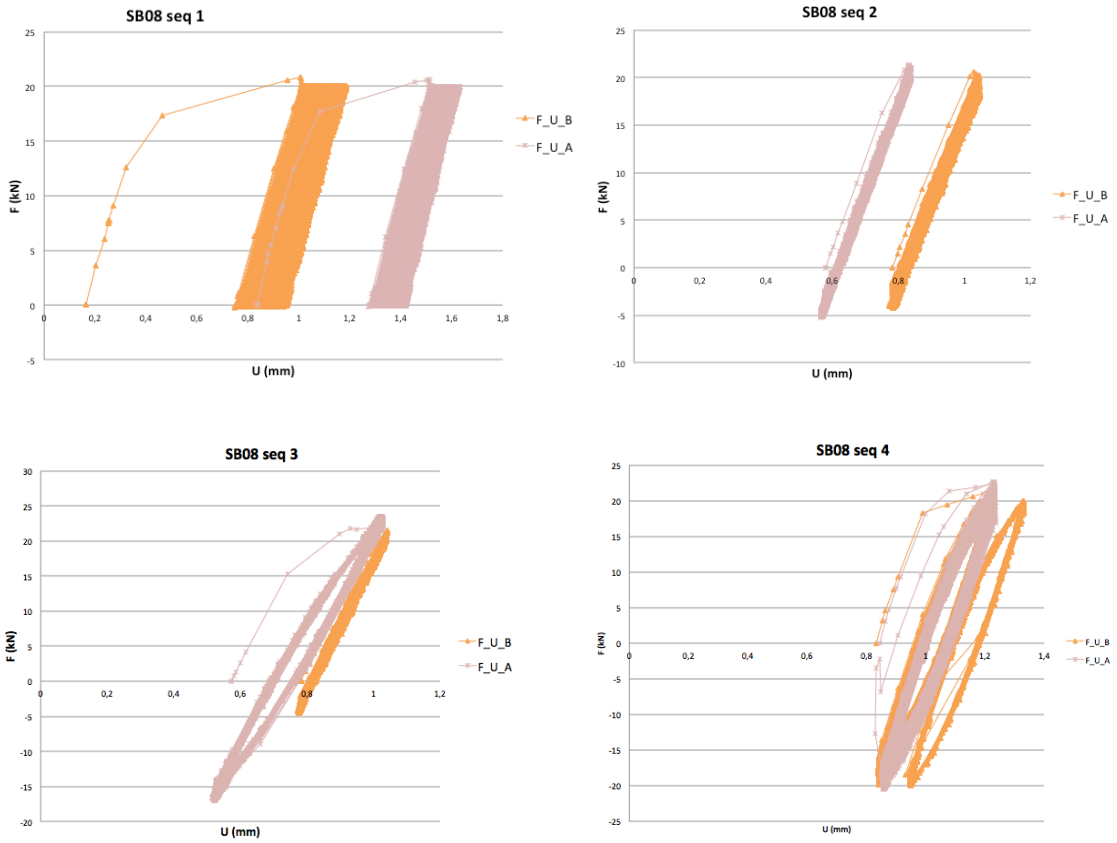
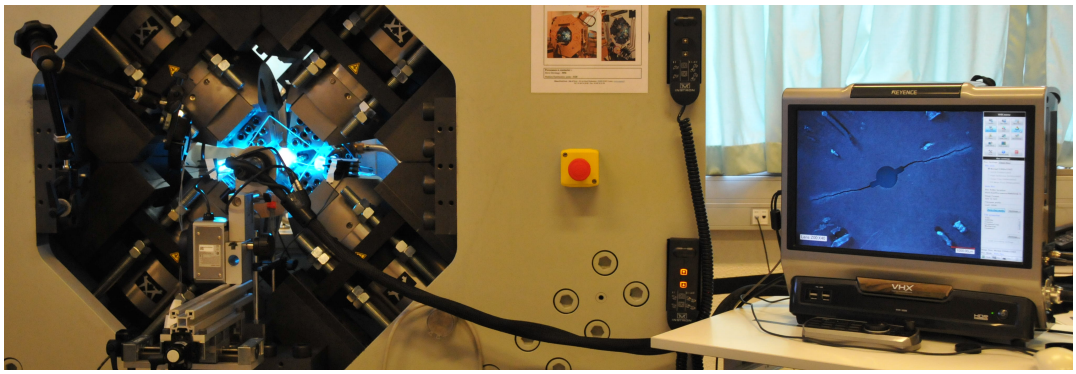


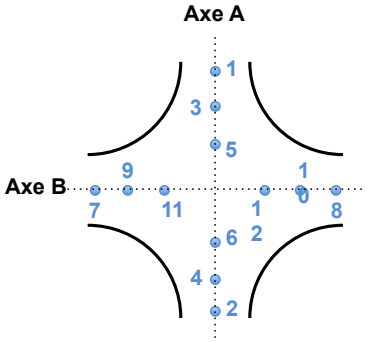
Figure D.58 – *Courbes F(déplacement Vérin) pendant l'essai SB08*

302

Annexe E : Méthode de suivi de marqueurs - SB08

Marqueurs pour corrélation par Ariane





Axe A

- d(1,2) = 67,5 mm
- d(3,4) = 50 mm
- d(5,6)= 30,4 mm

Axe B

- d(7,8) = 68,4 mm
- d(9,10) = 49,7 mm
- d(11,12)= 30,1 mm
- D (LVDT) = 80 mm

- Seq1 : 16,26 pixels / mm
- Seq2 : 18,42 pixels / mm
- Seq3 : 16,88 pixels / mm
- Seq4 : 16,72 pixels / mm

Annexe E

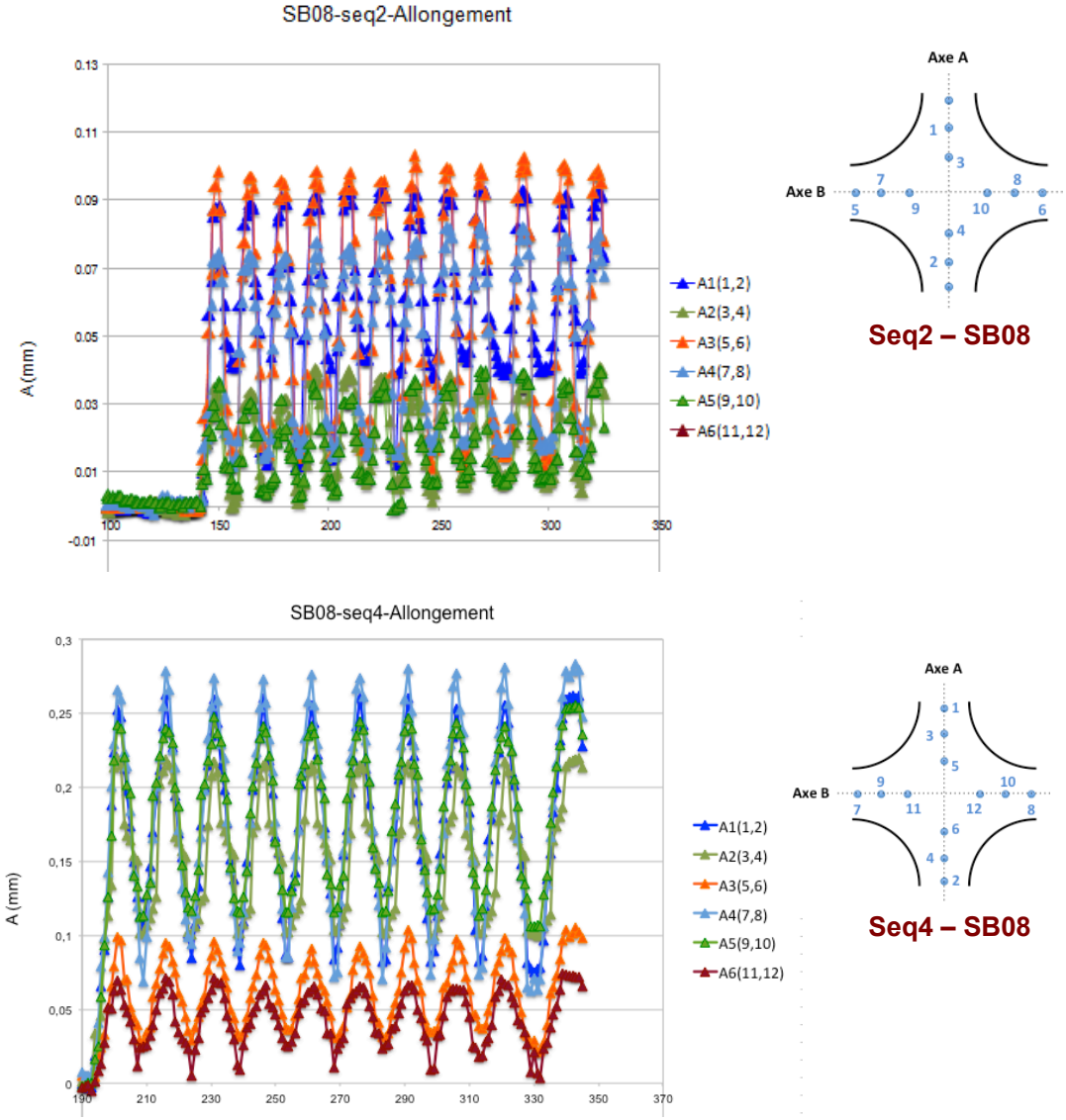
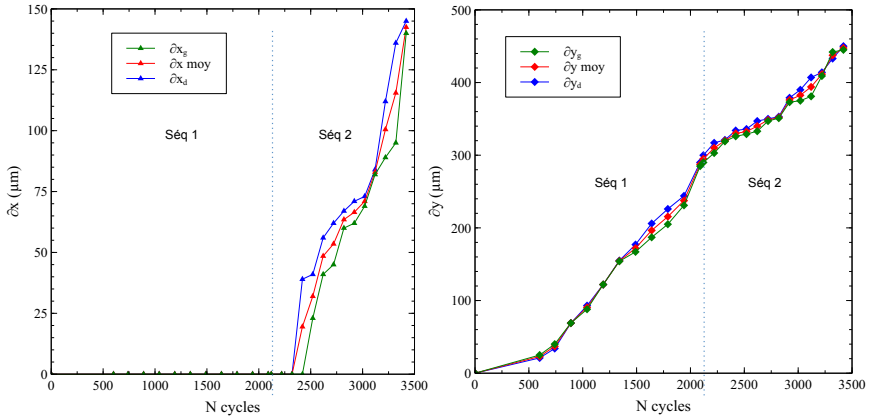


Figure E.59 – *évolution du déplacement mesuré par les marqueurs pendant la deuxième et la quatrième séquence de l'essai SB08*

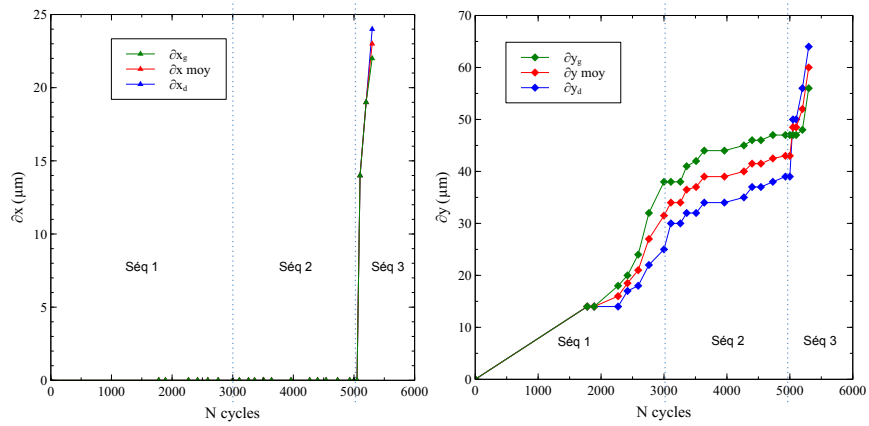
304

Annexe F : deltax deltay

SB01



SB03



Annexe G : Analyses EBSD / EDS

Analyse EBSD : La cartographie 4.31.a (Chapitre 4) a été réalisée sur la fissure du côté A1-B1 de SB06. Différentes orientations de grains sont observées sur cette figure. De plus, nous constatons la présence des défauts d'empilement "macles" qui couvrent toute la surface. Afin de les identifier, la désorientation des macles par rapport au grains-parents a été tracée selon la direction du milieu de la cartographie de la zone (1) présentée sur la figure 4.31.b. De plus, on s'est aussi intéressé à la désorientation des macles présentes sur le grain-mère (indiqué par le trait rouge sur la figure 4.31.b). Les profils tracés sur les figures G.60.a et G.60.b montrent le mÃªme ordre de grandeur de la désorientation déterminée sur les échantillons de type SENT.

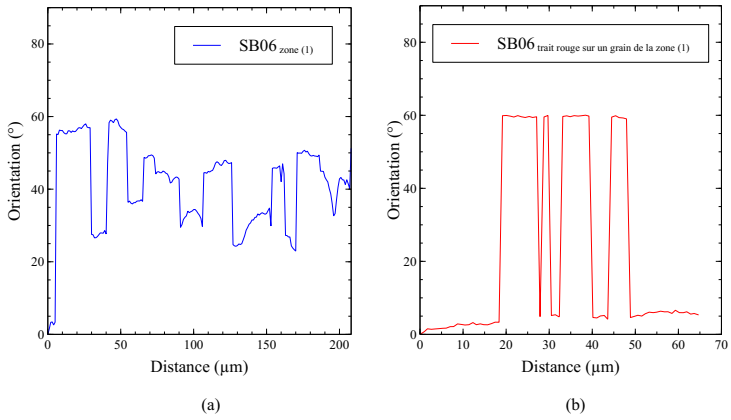


Figure G.60 – *évolution de la désorientation des macles (a) par rapport aux grains de la matrice selon la direction à mi-longueur de la cartographies EBSD effectuées sur la zone (1) et (b) par rapport au grain-mère selon le trait rouge tracé sur la zone (1)*

Analyse EDS : Une analyse chimique par EDS a été faite sur le faciès de rupture de l'éprouvette SB03 du côté B1. Cette analyse a pour objectif d'identifier la nature des différents oxydes présents dans le matériau.

La figure G.61 est une observation au MEB d'une région du faciès au niveau de la deuxième séquence de l'essai SB03. Cette figures présente plusieurs zones oxydées. Nous distinguons en particulier, deux réseaux d'oxydes :

- une zone où les oxydes sont recouvrants, avec des formes de cristaux réguliers (zone rouge sur la Figure G.61),
- et une autre morphologie d'oxydes que l'on retrouve dans le reste de la région observée (zone verte sur la Figure G.61).

Compte tenu de la taille de grains, nous pouvons déduire que les fissures secondaires observées sur la figure G.61 entourent deux grains voisins. Celles-ci semblent indiquer qu'à ce niveau, la fissure s'est propagée au niveau des joints de grains.

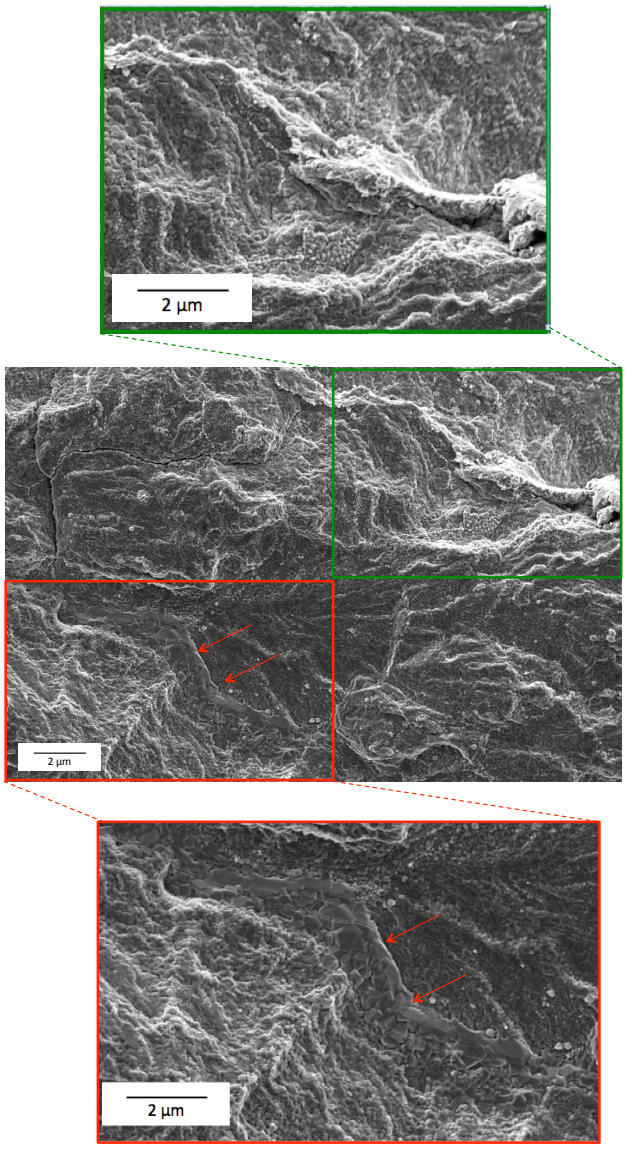


Figure G.61 – *Observation d'une zone de fissuration pendant la deuxième séquence de SB03 (côté B1)*

La figure G.62 correspond au réseau d'oxydes de la zone au contour rouge Figure G.61. La taille des oxydes varie entre 1 μm et 5 μm. Ces oxydes de forme cubique sont majoritairement

rompus sur cette figure. L'analyse par EDS montre qu'il s'agit d'oxydes de Cobalt/Nickel (Spectrogramme G.63).

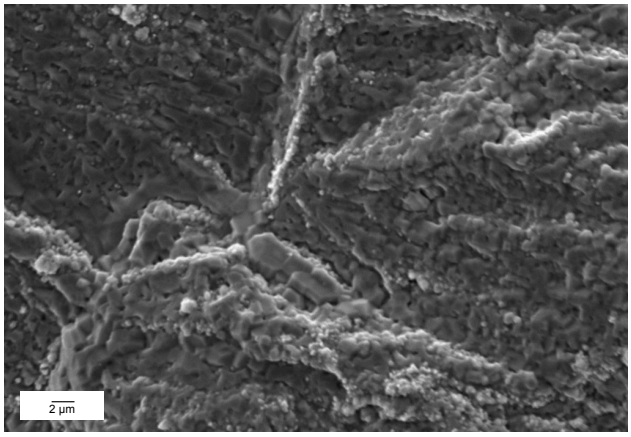
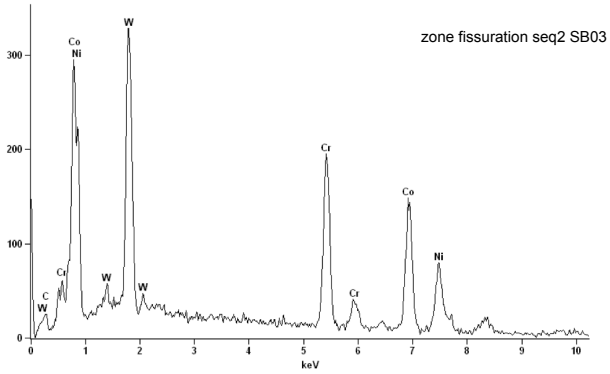


Figure G.62 – *Réseau d'oxydes de Cobalt/Nickel observé dans la zone de fissuration*



Element Line	K-Ratio	Z	A	F	ZAF	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
C K	0.02	0.724	5.277	1.000	3.817	---	5.52	+/- 0.93	24.42	+/- 8.23
Cr K	0.26	0.964	1.030	0.956	0.949	---	22.57	+/- 0.78	23.05	+/- 1.60
Cr L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Co K	0.34	0.984	1.029	0.990	1.002	---	31.97	+/- 1.61	28.80	+/- 2.90
Co L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Ni K	0.22	0.950	1.021	0.984	0.955	---	19.82	+/- 1.82	17.92	+/- 3.29
Ni L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
W L	0.16	1.354	1.017	1.000	1.376	---	20.11	+/- 3.68	5.81	+/- 2.12
W M	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Total							100.00		100.00	

Figure G.63 – *Spectrogramme obtenu par EDS*

La figure G.64 correspond au réseau d'oxydes de la zone verte Figure G.61. Il s'agit de l'oxyde de Chrome sur lequel a été réalisé l'analyse chimique (Spectrogramme G.65). Nous observons en haut à gauche de la mÃªme figure un réseau d'oxydes de Cobalt/Nickel dont l'identification chimique a été effectuée sur l'agrandissement de la figure G.66.

309

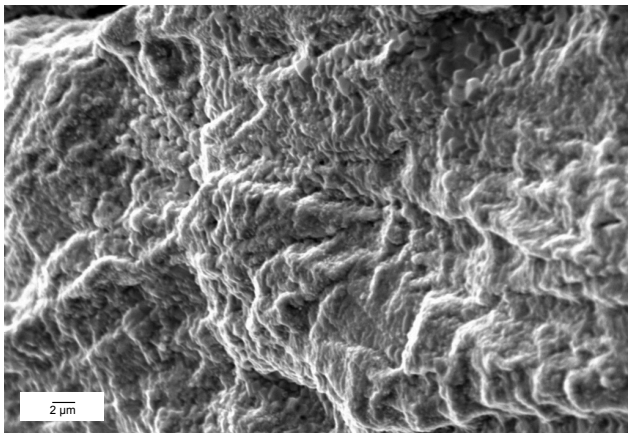
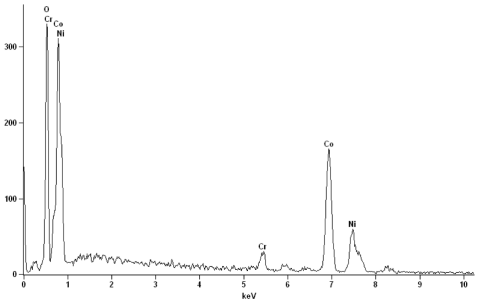


Figure G.64 – *Réseau d'oxydes de Chrome observé dans la zone de fissuration*



Element Line	K-Ratio	Z	A	F	ZAF	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
O K	0.20	0.837	1.891	0.998	1.580	---	27.30	+/- 0.48	57.89	+/- 2.05
Cr K	0.03	1.068	1.006	0.889	0.955	---	2.76	+/- 0.46	1.80	+/- 0.61
Cr L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Co K	0.51	1.099	1.000	1.000	1.099	---	47.41	+/- 1.78	27.29	+/- 2.05
Co L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Ni K	0.25	1.064	0.998	1.000	1.062	---	22.53	+/- 1.19	13.02	+/- 1.38
Ni L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Total							100.00		100.00	

Figure G.65 – *Spectrogramme obtenu par EDS*

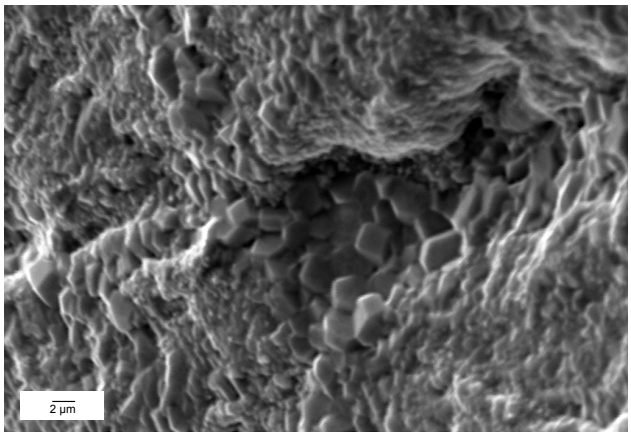


Figure G.66 – *Agrandissement sur les oxydes de Co/Ni observés dans la zone de fissuration*

310

D'autre part, une analyse chimique par EDS a été faite sur une région de la rupture monotone du faciès SB03. Sur la figure G.67, on peut observer des cupules qui sont caractéristiques de la rupture ductile. Nous remarquons aussi de nombreuses zones de déformation plastique, qui illustre la nature de rupture ductile. Au sein de cette zone de déformation plastique, des particules sont présents dans les cupules (Figure G.67). Ce sont des carbures de tungstène (WC) identifiés par EDS (Spectrogramme G.68). Ces carbures sont plus durs que la matrice. On notera que ces carbures ne semblent pas participer à l'endommagement et à la propagation de fissure, ou en tous cas ils ne sont généralement pas observés sur les faciès pour les cas de sollicitation uniaxiale ou biaxiale.

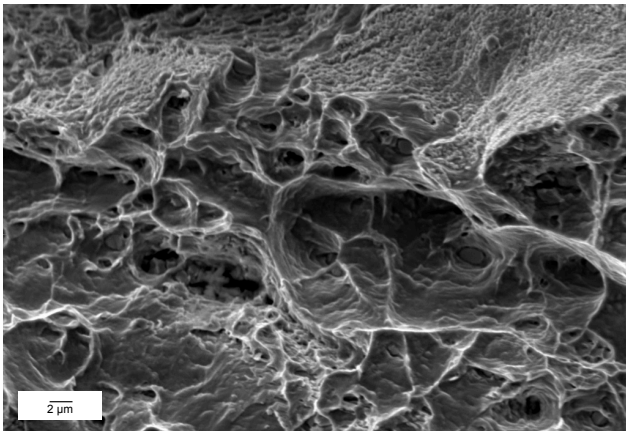
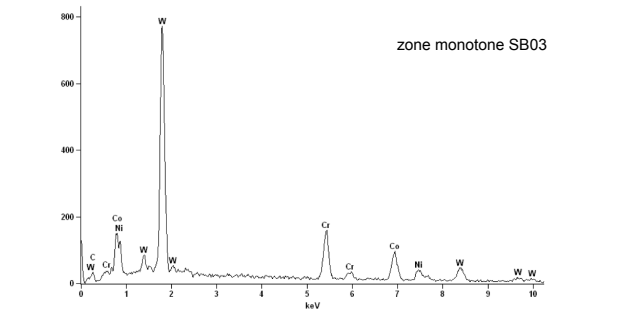


Figure G.67 – *Zone de rupture monotone*



Element Line	K-Ratio	Z	A	F	ZAF	K-Factor	Weight %	Weight % Error	Atom %	Atom % Error
C K	0.02	0.672	5.697	1.000	3.827	---	6.20	+/- 0.86	34.14	+/- 9.42
Cr K	0.17	0.882	1.070	0.977	0.921	---	14.39	+/- 0.63	18.29	+/- 1.60
Cr L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Co K	0.20	0.894	1.041	0.971	0.903	---	16.21	+/- 1.18	18.18	+/- 2.65
Co L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Ni K	0.11	0.860	1.031	0.955	0.846	---	8.70	+/- 0.71	9.79	+/- 1.60
Ni L	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
W L	0.50	1.212	1.008	1.000	1.223	---	54.50	+/- 6.18	19.59	+/- 4.45
W M	0.00	0.000	0.000	0.000	0.000	---	---	---	---	---
Total							100.00		100.00	

Figure G.68 – *Spectrogramme obtenu par EDS - zone monotone*

311

Annexe H : Courbes de fissuration a(N), dadN(a)

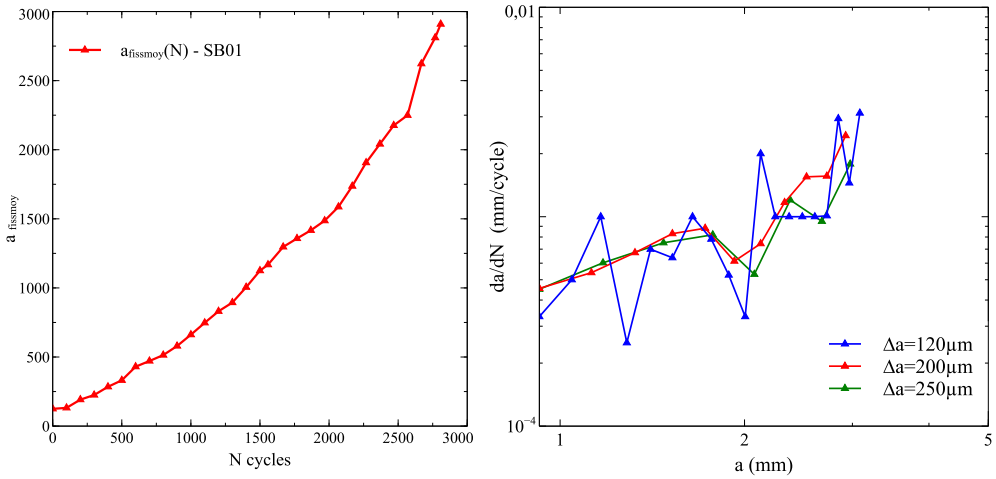


Figure H.69 – *Courbes de fissuration de SB01*

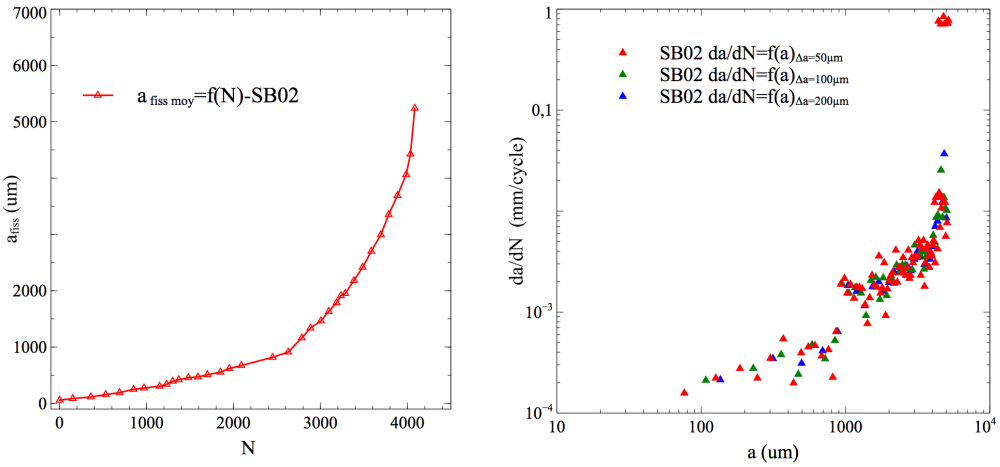


Figure H.70 – *Courbes de fissuration de SB02*

Annexe H

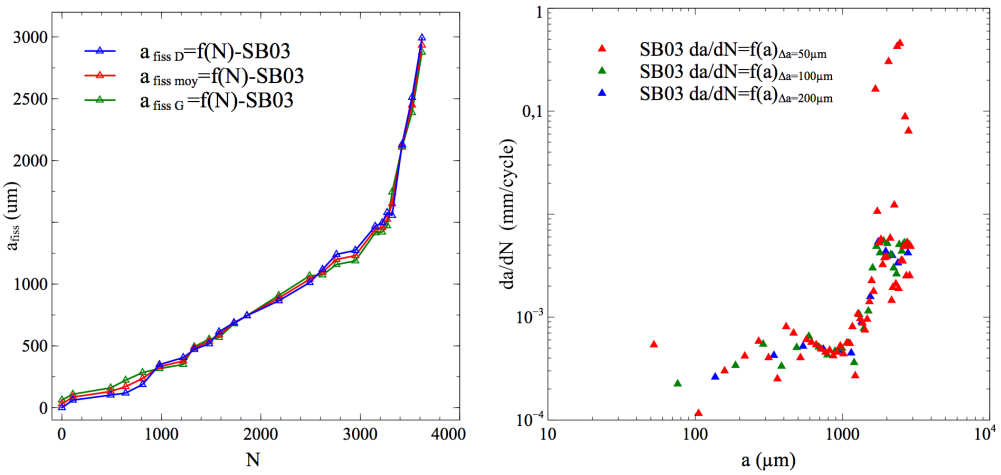


Figure H.71 – *Courbes de fissuration de SB03*

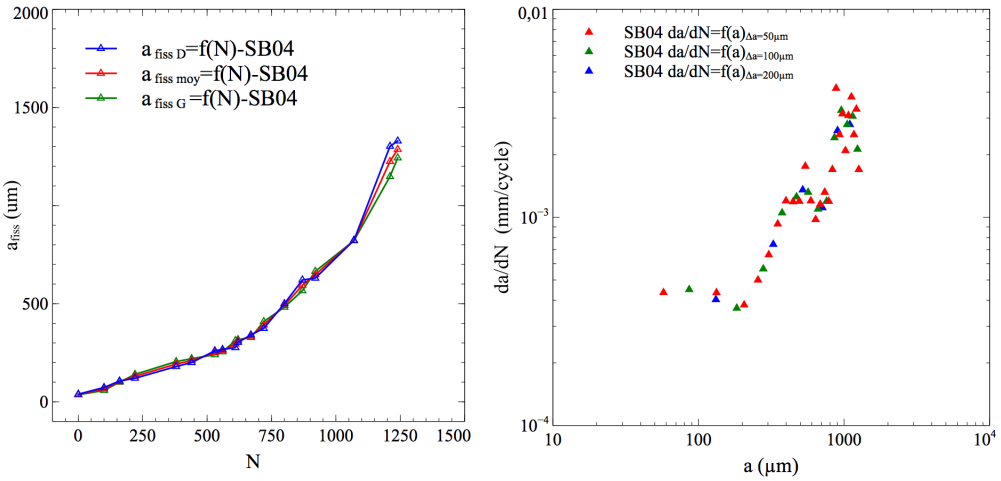


Figure H.72 – *Courbes de fissuration de SB04*

314

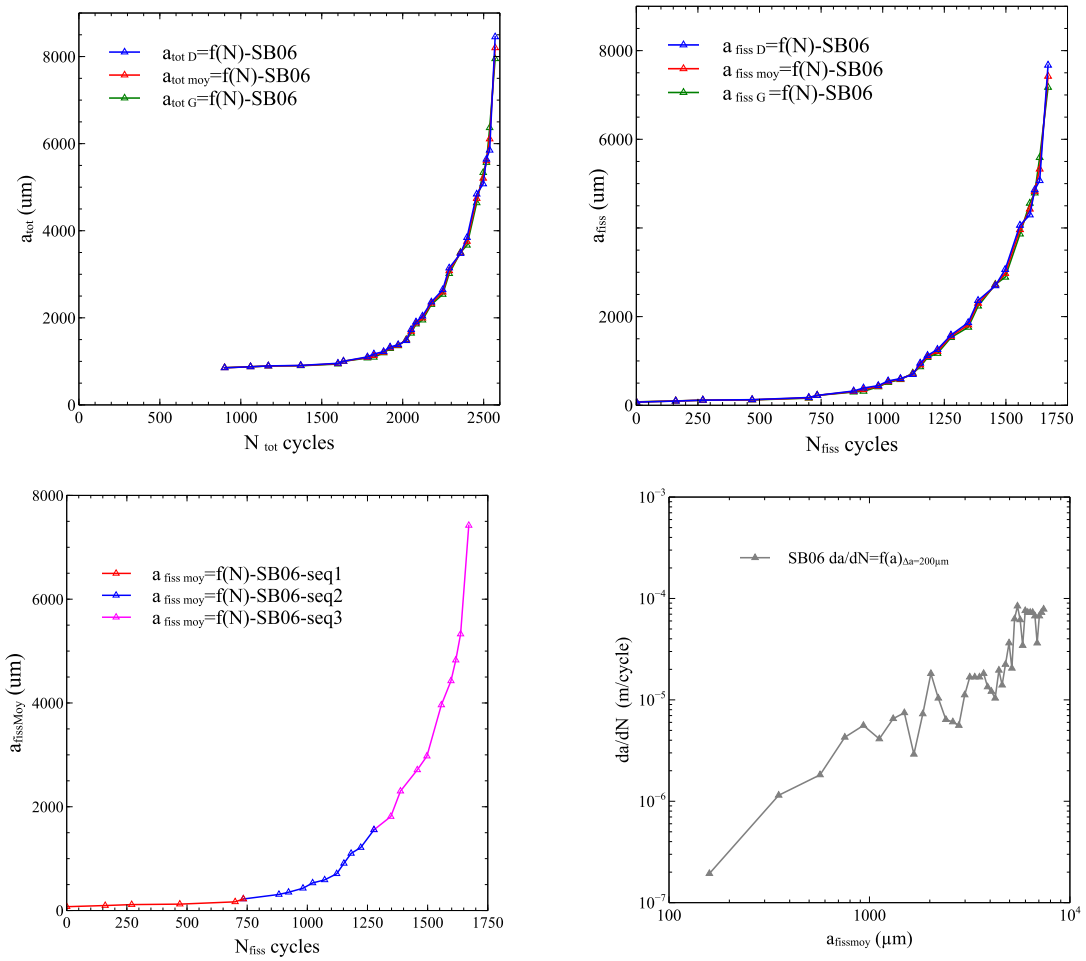


Figure H.73 – *Courbes de fissuration de SB06*

315

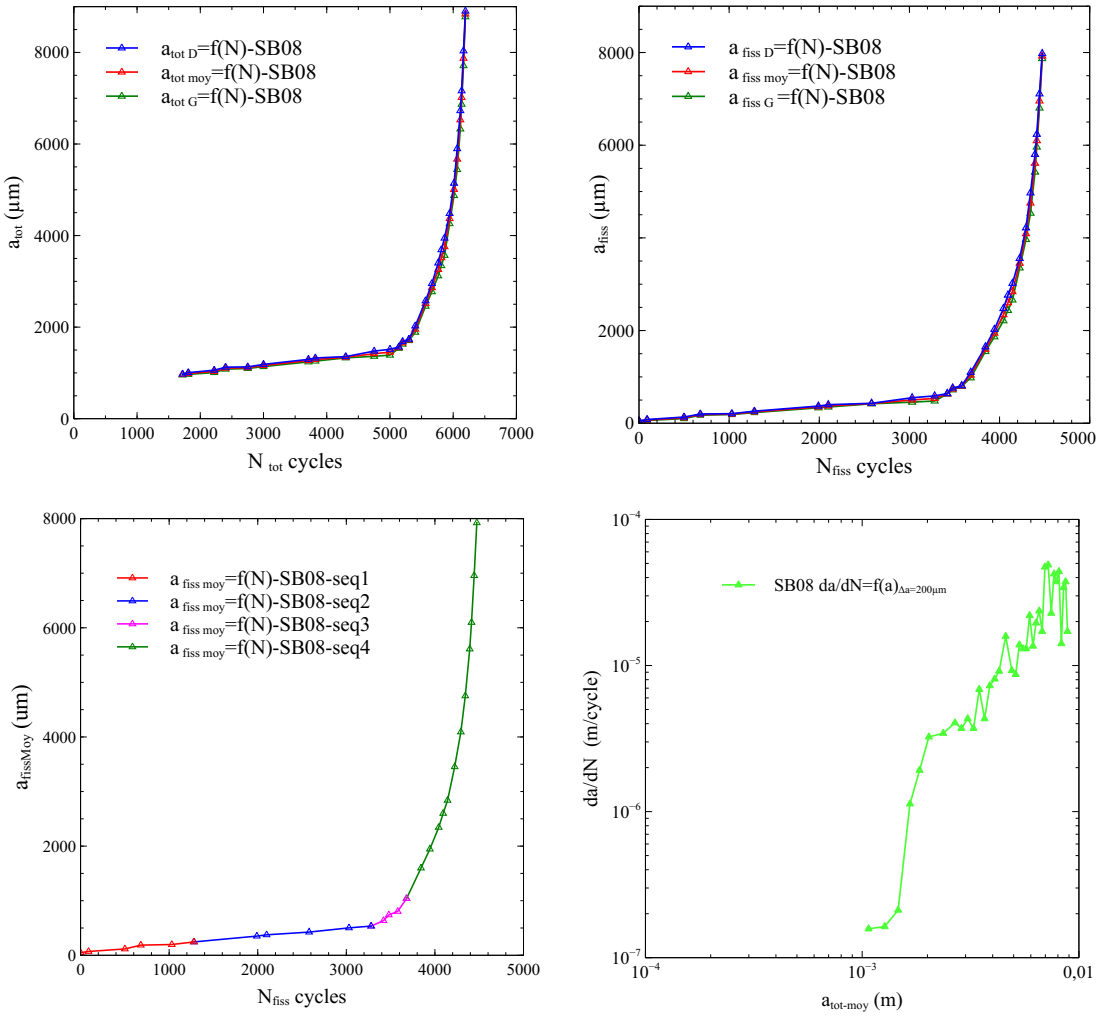


Figure H.74 – *Courbes de fissuration de SB08*

316

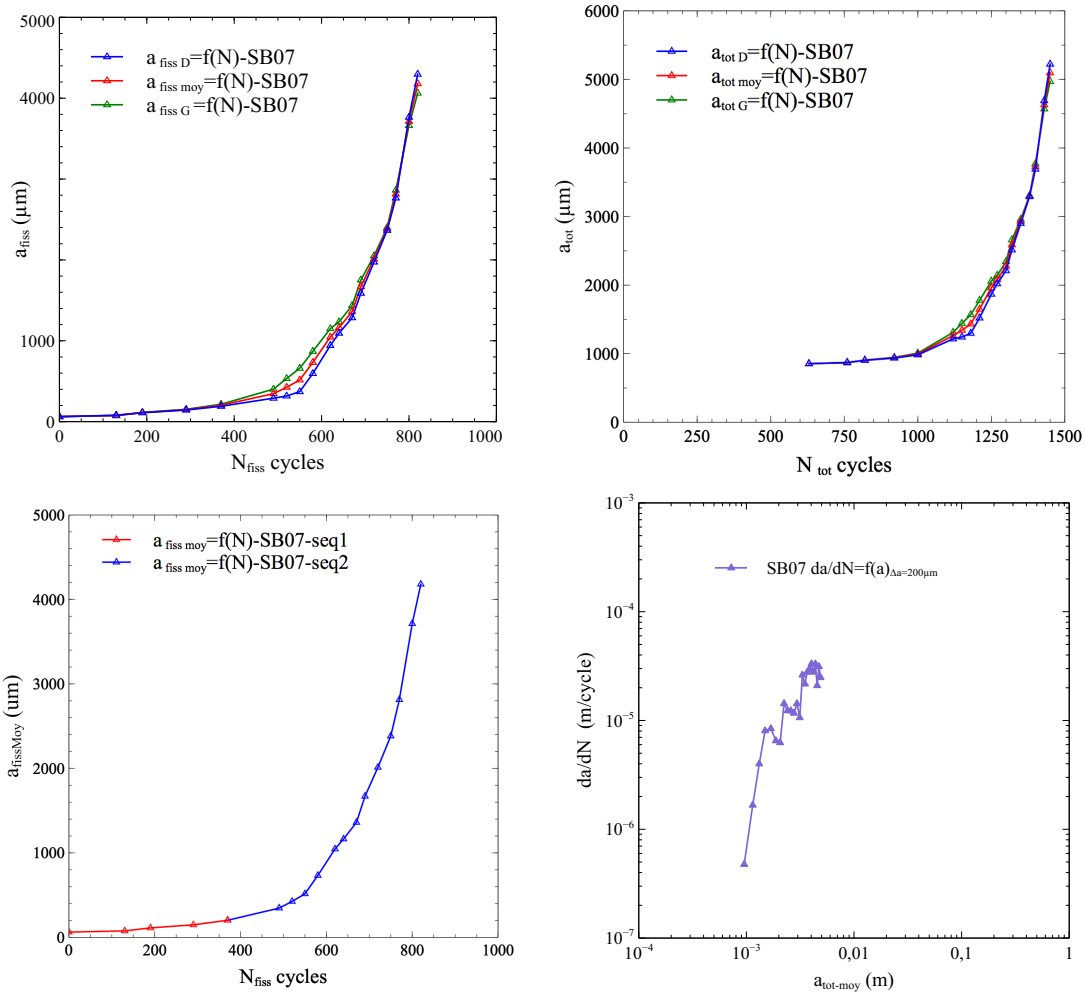


Figure H.75 – *Courbes de fissuration de SB07*

317

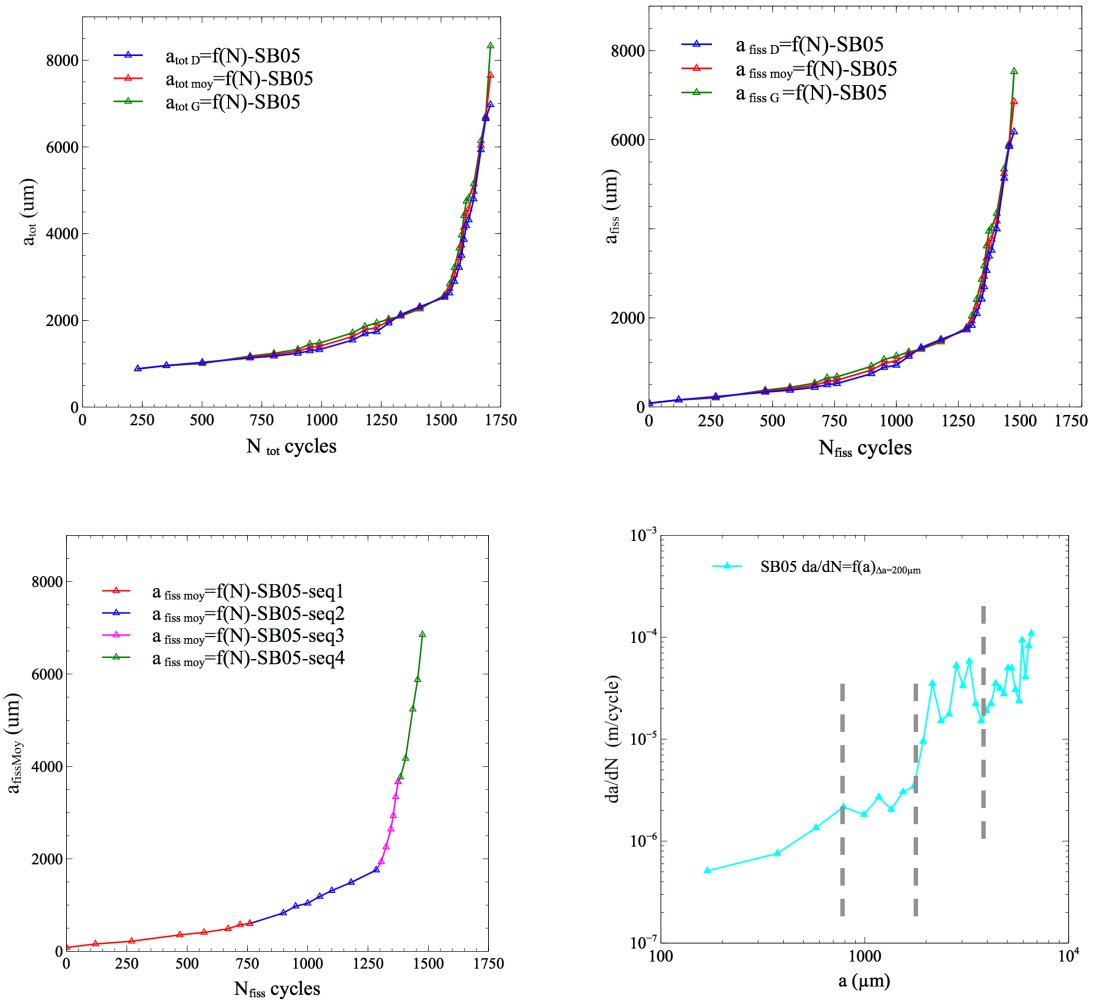


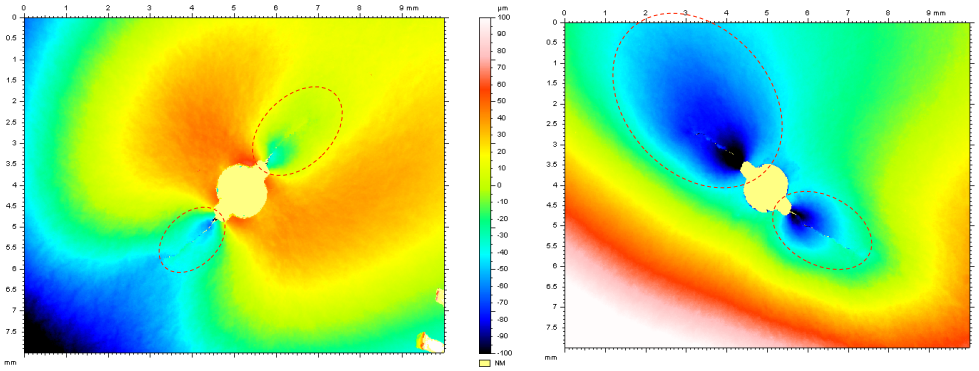
Figure H.76 – *Courbes de fissuration de SB05*

318

Annexe I : Mesure de la surface de fissuration par rugosimétrie

SB04 : Rappelons que l'essai SB04 est exploité jusqu'à apparition d'une fissure au congé de l'éprouvette suite à un défaut technique lors du chauffage (expliqué dans le chapitre 3). Certes, le défaut technique a eu un impact régi par le flambement de l'éprouvette, mais nous admettons que la zone de fissuration principale est intacte. Ainsi, des mesures par profilométrie ont été faites sur les des deux faces avant (Figure I.77.a) et arriére (Figure I.77.b) de l'éprouvette SB04. Ces figures illustrent l'état de flambement final de l'éprouvette suite à l'apparition de la fissure au congé. Nous nous intéressons particuliérement à la mesure au voisinage proche de la fissure principale (zones délimitées par trait rouge pointillé). Les zones de déformation plastique sont dissymétriques de part et d'autre du trou central. Cette dissymétrie entre les deux fissures (gauche, droite) est à la fois constatée du point de vu de la valeur de l'amplitude mesurée en μm, et aussi du point de vu de taille de la zone plastique.

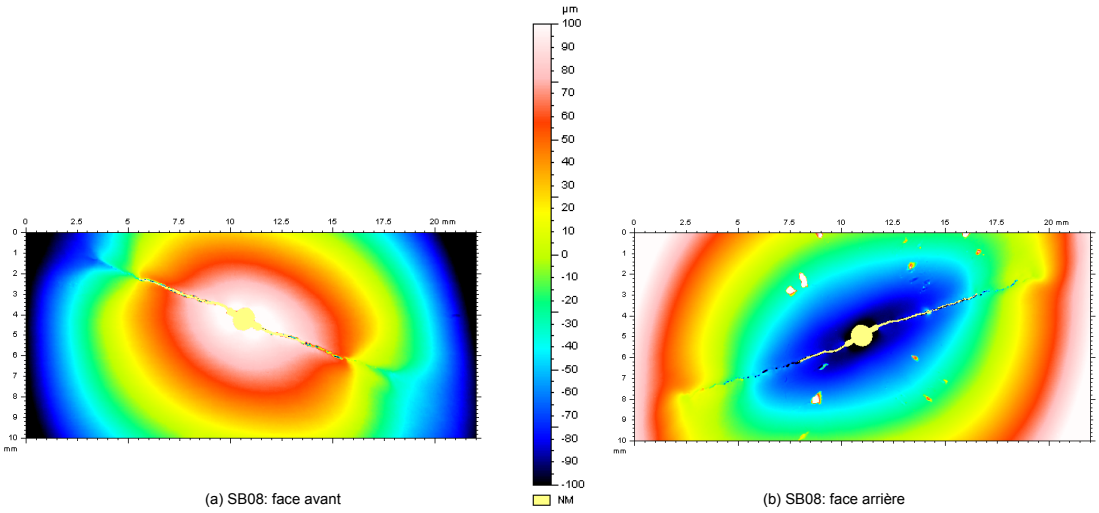
La premiére séquence de chargement de cet essai est similaire à celle appliquée sur l'éprouvette SB01 présentée précédemment. Les mesures de l'amplitude au voisinage de l'entaille (fissure correspondant à la premiére séquence), est comparable à celle mesurée sur SB01. En revanche, pour la suite de propagation, la deuxiéme séquence de l'essai étant à déplacement LVDT imposé, nous constatons que l'altitude n'augmente pas par rapport à celle mesurée sur la premiére séquence.



(a) SB04: face avant (b) SB04: face arrière

Figure I.77 – *Mesure par profilométrie de la zone utile de l'éprouvette cruciforme plate SB04 testée (a) sur la surface avant (côté Keyence) et (b) sur la surface arriére (côté Inducteur)*

SB08 : SB08 a subit un flambage à la fin de la propagation (fin seq4) : cet état final de la surface, a empêché de mesurer la taille de la déformation plastique. Cet essai a été exploité jusqu'à apparition du flambage.



(a) SB08: face avant (b) SB08: face arrière

Figure I.78 – *Mesure de la surface utile par rugosimétrie au voisinage de la fissure sur (a)la face avant et (b) la face arriére de l'éprouvette à cuvette SB08*

Annexe J : conditions aux limites et chargement d'une séquence à déplacement imposé pour l'approche "éprouvette réduite"

Nous proposons dans ce paragraphe la démarche effectuée et les hypothèses proposées afin de déterminer les conditions aux limites proposées et le déplacement imposé sur le maillage d'une éprouvette réduite.

La démarche est constituée de quatre étapes :

- Faire un calcul préliminaire sur l'éprouvette "complète" (Figure 5.14). Et vérifier l'ordre de grandeur du déplacement aux nœuds correspondant aux positions des marqueurs (schématisés par les points a,a',b et b' sur la figure 5.21).

- Soit $x1$, $x0$, $y1$ et $y0$: les axes à 25 mm du centre de l'éprouvette (Figure J.79.a). Cette deuxième étape consiste à extraire les valeurs du déplacement $U(x)$ et $U(y)$ respectivement sur les axes $x1$, $x0$, $y1$ et $y0$ et à trouver la forme de l'évolution selon chaque axe. Ceci est effectué en appliquant un post-traitement sur le logiciel ZéBuLoN [ZsetSoftware,].

- Ayant tracé l'évolution du déplacement selon chaque axe, en connaissant les valeurs du déplacement expérimental mesuré au niveau des positions a,a',b et b' (Figure 5.21), cette étape consiste à déduire la fonction $f(x, y)$ qui reproduit la meme évolution trouvée dans l'étape précédente et qui donne :

  - $U(x = 0)\ .\ f(x = 0) = U_A$
    où U_A est le déplacement mesuré par les marqueurs sur l'axe vertical (A)
  - $U(y = 0)\ .\ f(y = 0) = U_B$
    où U_B est le déplacement mesuré par les marqueurs sur l'axe horizontal (B)

- Appliquer cette fonction $f(x, y)$ sur le maillage de l'éprouvette réduite :

  - $U(x)_{EF} = U_B\ .\ f(y)$

◇ $U(y)_{EF} = U_A \,.\, f(x)$

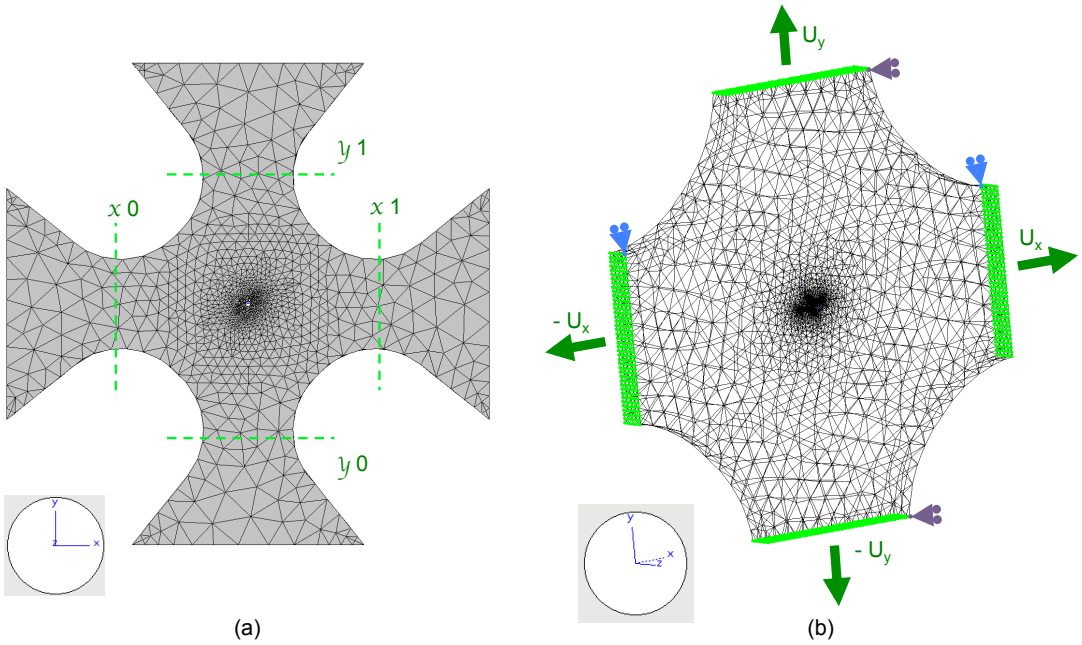


Figure J.79 – *(a) Lignes d'extraction du déplacement (b) Conditions aux limites pour une séquence à déplacement imposé*

Cette démarche assure une meilleure précision du déplacement imposé surtout qu'on ne connait pas l'évolution du champ du déplacement en surface. Ce qu'on a comme résultat sÃ■r c'est la mesure ponctuelle du déplacement au niveau des marqueurs.

322

Bibliographie

[Abecassis, 2017] Abecassis, M. (2017). *Fissuration de matériaux soudés en condition de fatigue multiaxiale*. Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Maurel, Vincent et Koster, Alain en Mécanique Paris Sciences et Lettres Mines ParisTech 2017. (citation aux pages 49, 50, 79, 102, 151, 230, et 255)

[Abrams, 1971] Abrams, H. (1971). Grain size measurement by the intercept method. *Metallography*, 4(1):59 – 78. (citation à la page 30)

[Amestoy *et al.*, 1979] Amestoy, M., Bui, H. D. et Dang Van, K. (1979). Déviation infinitésimale d'une fissure dans une direction arbitraire. *Compte rendu de l'académie des sciences de Paris*, 289(7):99–102. (citation à la page 12)

[Amiable *et al.*, 2006] Amiable, S., Chapuliot, S., Constantinescu, A. et Fissolo, A. (2006). A comparison of lifetime prediction methods for a thermal fatigue experiment. *International Journal of Fatigue*, 28(7):692–706. (citation à la page 18)

[Ammar *et al.*, 2014] Ammar, O., Haddar, N. et Remy, L. (2014). Numerical computation of crack growth of low cycle fatigue in the 304l austenitic stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 120:67 – 81. (citation à la page 226)

[Antunes *et al.*, 2017] Antunes, F. V., Branco, R., Prates, P. A. et Borrego, L. (2017). Fatigue crack growth modelling based on ctod for the 7050-t6 alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 40(8):1309–1320. (citation à la page 25)

[Banvillet *et al.*, 2003] Banvillet, A., Palin-Luc, T. et Lasserre, S. (2003). A volumetric energy based high cycle multiaxial fatigue citerion. *International Journal of Fatigue*, 25(8):755–769. (citation à la page 216)

[Barbier, 2009] Barbier, G. (2009). *Biaxial high cycle fatigue : experimental study and probabilistic two scale damage model*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan. Thèse de Doctorat. (citation à la page 46)

[Bathias et Baïlon, 1980] Bathias, C. et Baïlon, J. (1980). *La fatigue des matériaux et des structures*. Les Presses de l'Université de MontReal. (citation à la page 83)

[Bathias et Baïlon, 1997] Bathias, C. et Baïlon, J. (1997). *La fatigue des matériaux et des structures, édition revue et argumentée*. éditions HERMES, Paris. (citation aux pages 12, 15, 16, et 83)

[Bathias et Pineau, 2013] Bathias, C. et Pineau, A. (2013). *Fatigue of materials and structures, John Wiley and Sons*. (citation à la page 21)

[Baudin et Policella, 1978] Baudin, G. et Policella, H. (1978). *Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure*, volume 4. O.N.E.R.A. (citation à la page 61)

[Beck, 1973] Beck, E. J. (1973). Fatigue flaw gowth behavior in stiffened and unstiffened panels loaded in biaxial tension. *NASA Report CR-128904, National Aeronautics and Space Administration, Washington, D. C., Feb 1973*. (citation à la page 45)

Bibliographie

[Benjamaa, 2017] Benjamaa, M. (2017). Essais de propagation de fissure de fatigue uniaxiale à haute température, rapport de stage du master MAGIS- projet ANR Semafor 2017 - Centre des Matériaux - Mines ParisTech. (citation aux pages 3, 57, 60, 61, 63, 64, 66, 67, et 280)

[Berger, 2002] Berger, C. (2002). AVIF-Forschungsvorhaben A166. *IfW, TU-Darmstadt*. 2002 bis 2004. (citation à la page 46)

[Besson *et al.*, 2013] Besson, J., McCowan, C. et Drexler, E. (2013). Modeling flat to slant fracture transition using the computational cell methodology. *Engineering Fracture Mechanics*, 104:80–95. (citation à la page 74)

[Bilby *et al.*, 1964] Bilby, B., Swinden, A. et Cottrell, A. H. (1964). Plastic yielding from sharp notches. *Proceedings of the Royal Society of London*, 279(A):1. (citation à la page 21)

[Bonacuse et Kalluri, 1992] Bonacuse, P. et Kalluri, S. (1992). Cyclic axial-torsional deformation behavior of a cobalt-base superalloy. Report NASA TM-106372. (citation à la page 33)

[Bourbita et Remy, 2016] Bourbita, F. et Remy, L. (2016). A combined critical distance and energy density model to predict high temperature fatigue life in notched single crystal superalloy members. *International Journal of Fatigue*, 84:17–27. (citation à la page 216)

[Bradai, 2014] Bradai, S. (2014). *Étude de l'effet de l'équiaxiabilité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique*. Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Gardin, Catherine et Gourdin, Cédric Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces Chasseneuil-du-Poitou, Ecole nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique 2014. (citation aux pages 44 et 45)

[Brown, 1982] Brown, M. W. (1982). Measurement of High Temperature Mechanical Properties of Materials. *Her Majesty's Stationary Office, London*. (citation à la page 46)

[Brown et Miller, 1985] Brown, M. W. et Miller, K. J. (1985). Mode I fatigue crack growth under biaxial stress at room and elevated temperature. *Multiaxial Fatigue, ASTM STP*, 853:135–152. (citation aux pages 10, 45, et 46)

[Castelli et Bhanu Sankara Rao, 1996] Castelli, M. et Bhanu Sankara Rao, K. (1996). Cyclic deformation of haynes 188 superalloy under isothermal and thermomechanical loadings. *Superalloys, TMS*. (citation aux pages 33, 34, et 35)

[Chaboche *et al.*, 2013] Chaboche, J.-L., Gaubert, A., Kanouté, P., Longuet, A., Azzouz, F. et Mazière, M. (2013). Viscoplastic constitutive equations of combustion chamber materials including cyclic hardening and dynamic strain aging. *International Journal of Plasticity*, 46:1–22. (citation à la page 215)

[Chaieb, 2019] Chaieb, A. (2019). *Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium. Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité (RIA)*. Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Crépin, Jérôme et Koster, Alain, Mécanique, Paris Sciences et Lettres Mines ParisTech 2019. (citation aux pages 49, 102, 127, et 275)

[Chambers et Hyde, 1991] Chambers, A. et Hyde, T. (1991). Mixed mode fatigue crack growth at 550 degrees c under plane stress conditions in jethete m152. *Engineering Fracture Mechanics*, 39(3). (citation à la page 11)

[Charkaluk *et al.*, 2002] Charkaluk, E., Bignonnet, A., Constantinescu, A. et Van, K. D. (2002). Fatigue design of structures under thermomechanical loadings. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 25(12):1199–1206. (citation à la page 18)

[Charkaluk et Constantinescu, 2004] Charkaluk, E. et Constantinescu, A. (2004). Dissipation and fatigue damage a unified method to treat fatigue damage. *Materialprufung*, 46(10):524–530. (citation à la page 20)

[Chen *et al.*, 2001] Chen, L., Liaw, P., He, Y., Benson, M., Blust, J., Browning, P., Seeley, R. et Klarstrom, D. (2001). Tensile hold low-cycle fatigue behavior of cobalt-based haynes® 188 superalloy. *Scripta Materialia*, 44(6):859–865. (citation aux pages 29, 35, 36, 38, et 39)

[Chiaruttini *et al.*, 2016] Chiaruttini, V., Bonnand, V., Bovet, C., Feld-Payet, S., Kruch, S., Pacou, D., Marcin, L., Parret-Fréaud, A., Rakotomalala, N., Guaillegue, S., Köster, A., Maurel, V., Remy, L., Trabelsi, M., Gosselet, P. et Guidault, P. (2016). SEMAFOR Simulation et caractérisation ExpériMentAle de la FissuratiOn en plasticité généRalisée. Rapport d'avancement RA 1/23398 DMSM du projet ANR-14-CE07-0037-01 - Juillet 2016. (citation à la page 3)

[Clark et Knott, 1975] Clark, G. et Knott, J. (1975). Measurement of fatigue cracks in notched specimens by means of theoretical electrical potential calibrations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23(4):265 – 276. (citation à la page 61)

[Constantinescu *et al.*, 2004] Constantinescu, A., Charkaluk, E., Lederer, G. et Verger, L. (2004). A computational approach to thermomechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*, 26:805–818. (citation à la page 20)

[Coudon, 2017] Coudon, F. (2017). *Comportement mécanique du superalliage base nickel à solidification dirigée DS200+Hf.* Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Cailletaud, Georges Sciences en Génie des Matériaux Paris Sciences et Lettres Mines ParisTech 2017. (citation aux pages 49, 104, et 142)

[Courtin *et al.*, 2005] Courtin, S., Gardin, C., Bézine, G. et Hamouda, H. B. H. (2005). Advantages of the j-integral approach for calculating stress intensity factors when using the commercial finite element software abaqus. *Engineering Fracture Mechanics*, 72(14):2174 – 2185. (citation à la page 24)

[Cui *et al.*, 2013] Cui, L., Wang, P., Hoche, H., Scholz, A. et Berger, C. (2013). The influence of temperature transients on the lifetime of modern high-chromium rotor steel under service-type loading. *Materials Science and Engineering : A*, 560:767 – 780. (citation aux pages 47 et 109)

[Dahlin et Olsson, 2003] Dahlin, P. et Olsson, M. (2003). The effect of plasticity on incipient mixed-mode fatigue crack growth. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 26(7):577–588. cited By 16. (citation à la page 13)

[Declercq, 1999] Declercq, S. (1999). Rapport technique, Snecma - Groupe Safran. (citation aux pages 215 et 236)

[Desmorat et Otin, 2008] Desmorat, R. et Otin, S. (2008). Cross-identification isotropic/anisotropic damage and application to anisothermal structural failure. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(11): 3446–3463. (citation aux pages 215 et 236)

[Destuynder *et al.*, 1983] Destuynder, P., Djaoua, M. et Lescure, S. (1983). Quelques Remarques Sur La Mécanique de La Rupture Élastique. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2:113 – 35. (citation à la page 220)

[Ding *et al.*, 2007] Ding, F., Zhao, T. et Jiang, Y. (2007). A study of fatigue crack growth with changing loading direction. *Engineering fracture mechanics*, 74(13):2014–2029. (citation à la page 168)

[Distene.fr,] Distene.fr. Accessed October 13. http://www.distene.fr/. (citation aux pages 220 et 262)

[Dowling et Begley, 1976] Dowling, N. E. et Begley, J. A. (1976). Fatigue crack growth during gross plasticity and the j-integral. *Mechanics of Crack Growth.ASTM, Philadelphia, Pa.1976.* (citation à la page 23)

[Dupart, 1997] Dupart, D. (1997). Fatigue et mécanique de la rupture des pièces en alliage léger. Rapport technique, Technique de l'ingénieur. (citation à la page 8)

[Dézécot, 2016] Dézécot, S. (2016). *Caractérisation et modélisation du rôle des défauts microstructuraux dans la fatigue oligocyclique des alliages d'aluminium de fonderie : Application au procédé à modèle perdu.* Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Buffière, Jean-Yves et Maurel, Vincent Matériaux Lyon 2016. (citation aux pages 27 et 216)

[Ellyin et Xia, 1993] Ellyin, F. et Xia, Z. (1993). A general fatigue theory and its application to out–of-phase cyclic loading. *Trans ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, 115:411–416. (citation aux pages 18, 25, et 26)

Bibliographie

[Erdogan et Sih, 1963] Erdogan, F. et Sih, G. (1963). On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *Journal of Basic Engineering*, 85:519 – 525. (citation aux pages 10, 11, 12, 15, 131, 183, et 220)

[Eshelby, 1956] Eshelby, J. (1956). The continuum theory of lattice defects. *Solid State physics*, 3. Ed Seitz F. and Turnbull D., Academics press. (citation à la page 22)

[Eshelby, 1970] Eshelby, J. (1970). The energy momentum tensor in continuum mechanics. *Inelastic Behavior of Solids*. ED. Kanninen M.F. et al, McGraw-Hill, New-Yok. (citation à la page 22)

[Feltner et Morrow, 1961] Feltner, C. E. et Morrow, J. D. (1961). Microplastic strain hysteresis energy as a criterion for fatigue fracture. *Journal of Basic Engineering*, 83(1):15–22. (citation à la page 18)

[Fontanet, 2015] Fontanet, V. (2015). Fissuration par fatigue sous sollicitations uniaxiales à haute température en plasticité généralisée, rapport de stage du master MAGIS - projet ANR Semafor 2015 - Centre des Matériaux - Mines ParisTech. (citation aux pages 3, 28, 58, 59, 61, 63, 66, et 67)

[Forsyth et Ryder, 1961] Forsyth, P. et Ryder, D. A. (1961). *Metallurgia*, 63:117–124. (citation à la page 14)

[Gasiak et Rozumek, 2004] Gasiak, G. et Rozumek, D. (2004). ?j-integral range estimation for fatigue crack growth rate description. *International Journal of Fatigue*, 26(2):135 – 140. (citation à la page 24)

[Gdoutos, 1984] Gdoutos, E. (1984). Problems of mixed mode crack propagation. *Martinus Nijhoff*. (citation à la page 11)

[Goldstein et Hartmann-Goldstein, 1974] Goldstein, D. J. et Hartmann-Goldstein, I. J. (1974). Accuracy and precision of a scanning and integrating microinterferometer. *Journal of Microscopy*, 102(2):143–164. (citation à la page 12)

[Grison et Remy, 1997] Grison, J. et Remy, L. (1997). Fatigue failure probability in a powder metallurgy ni-base superalloy. *Engineering Fracture Mechanics (UK)*, 57(1):41–55. (citation aux pages 42 et 57)

[Haddar, 2003] Haddar, N. (2003). *Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique 304L : simulation de l'amorçage et de la croissance des fissures courtes en fatigue isotherme et anisotherme*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. Thèse de Doctorat dirigée par Rémy, Luc. (citation à la page 20)

[Haddar *et al.*, 2013] Haddar, N., Kchaou, Y. et Köster, A. (2013). Numerical computation of the energetic criterion at isothermal and thermal–mechanical cyclic tests under generalized plasticity of the f17tnb stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 107:1–13. (citation à la page 24)

[Halford *et al.*, 1988] Halford, G., Saltsman, J. et Kalluri, S. (1988). High temperature fatigue behavior of haynes 188. (citation aux pages 33 et 38)

[Halford, 1992] Halford, G. R. (1992). Thermomechanical and bithermal fatigue behavior of cast b1900+hf and wrought haynes 188. *ASTM STP 1122*, pages 120–142. (citation à la page 33)

[Hamada, 1992] Hamada, N. (1992). Creep-fatigue studies under biaxial stress states at high temperature. *J. Soc Mater Sci, Japan*, 41(471):799–804. (citation à la page 45)

[Harvey, 2011] Harvey, M. (2011). *Oxidation and mechanical loading induced degradation in aluminide coating*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech. (citation à la page 104)

[Hasselqvist, 2004] Hasselqvist, M. (2004). TMF crack initiation lifing of austenitic carbide precipitating alloys. *ASME Turbo Expo 2004*, 4. (citation à la page 32)

[Haynesintl,] Haynesintl. HAYNES international Aerospace Alloys. http://www.haynesintl.com. (citation aux pages 29, 31, 32, 33, et 49)

[Herchenroeder *et al.*, 1972] Herchenroeder, R. B., Matthews, S., Tackett, J. et Wlodek, S. (1972). L'alliage haynes 188. volume 54, pages 3–13. Cobalt. (citation à la page 29)

[Heudt, 2013] Heudt, A. (2013). *Étude de la fissuration en plasticité généralisée*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech. (citation à la page 27)

[Hourlier *et al.*, 1982] Hourlier, F., D'Ondt, H., Truchon, M. et Pineau, A. (1982). Fatigue crack path behavior under polymodal fatigue. *rapport de recherche n 958*, Novembre 1982. (citation à la page 12)

[Hourlier *et al.*, 1978] Hourlier, F., McLean, D. et Pineau, A. (1978). Fatigue crack growth behaviour of ti-5al-2· 5sn alloy under complex stress (mode I+ steady mode III). *Metals Technology*, 5(1):154–158. (citation aux pages 11 et 91)

[Hutchinson *et al.*, 1978] Hutchinson, J., Needleman, A. et C.F, S. (1978). Fully plastic crack problems in bending and tension. *Fracture Mechanics*. Editions N. Perrone et al, University Press of Virginia. (citation à la page 22)

[Irwin, 1957] Irwin, G. (1957). Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, 24. (citation aux pages 9 et 15)

[Jabolonski *et al.*, 1977] Jabolonski, D., Barisella, J. et Pelloux, R. (1977). *Metall. Trans.* (citation à la page 33)

[Jaske, 1976] Jaske, C. E. (1976). Thermal-mechanical, low-cycle fatigue of aisi 1010 steel. *Thermal Fatigue of Materials and Momponents*. (citation à la page 17)

[Kalluri et Halford, 1993] Kalluri, S. et Halford, G. (1993). Damage mechanisms in bithermal and thermomechanical fatigue of haynes 188. *ASTM STP 1186*, pages 126–143. (citation à la page 33)

[Kalluri et P.J., 2000] Kalluri, S. et P.J., B. (2000). Cumulative axial and torsional fatigue : an investigation of load-type sequencing effects. *Multiaxial Fatigue and Deformation : Testing and Prediction Symposium*. (citation à la page 38)

[Khan et Khraisheh, 2004] Khan, S. M. et Khraisheh, M. K. (2004). A new criterion for mixed mode fracture initiation based on the crack tip plastic core region. *International Journal of Plasticity*, 20(1):55 – 84. (citation aux pages 79 et 242)

[Klarstorm et Lai, 1988] Klarstorm, D. et Lai, G. (1988). Superalloys 1988. *The Metallurgical Society*, pages 785 – 594. (citation à la page 33)

[Koh, 2002] Koh, S. K. (2002). Fatigue damage evaluation of a high pressure tube steel using cyclic strain energy density. *Pressure Vessels and Piping*, 79:791–798. (citation aux pages 18, 19, et 25)

[Korsunsky *et al.*, 2007] Korsunsky, A. M., Dini, D., Dunne, F. P. et Walsh, M. J. (2007). Comparative assessment of dissipated energy and other fatigue criteria. *International Journal of Fatigue*, 29(9): 1990–1995. (citation à la page 18)

[Koster, 1997] Koster, A. (1997). *Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le Superwaspaloy (in French)*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. (citation à la page 274)

[Koster *et al.*, 2008] Koster, A., Dib, M., Remy, L. et Amzallag, C. (2008). Shielding Effects in Multiple Fatigue Cracks : an Experimental Simulation of Thermal Fatigue Effects, in Stainless Steel 304. *17th European Conference on Fracture 2008, Multilevel Approach to Fracture of Materials, Components and Structures, Brno, Czech Republic, 2-5 September 2008*, 1:563–580. (citation à la page 171)

[Koutiri *et al.*, 2013] Koutiri, I., Bellett, D., Morel, F., Augustins, L. et Adrien, J. (2013). High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads. *International Journal of Fatigue*, 47:44 – 57. (citation à la page 44)

[Ktari *et al.*, 2014] Ktari, A., Baccar, M., Shah, M., Haddar, N., Ayedi, H. F. et Rezai-Aria, F. (2014). A crack propagation criterion based on δctod measured with 2D-digital image correlation technique. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(6):682–694. (citation à la page 25)

[Kulawinski *et al.*, 2014] Kulawinski, D., Henkel, S., Holländer, D., Thiele, M., Gampe, U. et Biermann, H. (2014). Fatigue behavior of the nickel-base superalloy waspaloy ? under proportional biaxial-planar loading at high temperature. *International Journal of Fatigue*, 67:212–219. (citation aux pages 47, 49, et 107)

Bibliographie

[Kulawinski *et al.*, 2017a] Kulawinski, D., Hoffmann, M., Lippmann, T., Lamprecht, G., Weidner, A., Henkel, S. et Biermann, H. (2017a). Isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of 16mo3 steel coated with high-velocity oxy-fuel sprayed nickel-base alloy under uniaxial as well as biaxial-planar loading. *Journal of Materials Research*, 32(23):4411–4423. (citation à la page 47)

[Kulawinski *et al.*, 2017b] Kulawinski, D., Hoffmann, M., Weidner, A., Lippmann, T., Lamprecht, G., Henkel, S. et Biermann, H. (2017b). Fatigue behaviour of 16mo3 steel at elevated temperatures under uniaxial as well as biaxial-planar loading. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 40(6):909–923. (citation à la page 47)

[Kulawinski *et al.*, 2015] Kulawinski, D., Weidner, A., Henkel, S. et Biermann, H. (2015). Isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of the nickel base superalloy waspaloy under uniaxial and biaxial-planar loading. *International Journal of Fatigue*, 81:21–36. (citation aux pages 47 et 48)

[Laird, 1967] Laird, C. (1967). The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. *In Fatigue crack propagation*. ASTM International. (citation aux pages 14, 15, et 21)

[Lamba, 1975] Lamba, H. S. (1975). the j-integral applied to cyclic loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 7:693–703. (citation à la page 23)

[Lazarus *et al.*, 2001] Lazarus, V., Leblond, J.-B. et Mouchrif, S.-E. (2001). Crack front rotation and segmentation in mixed mode I+III or I+II+III. part ii : Comparison with experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 49(7):1421–1443. (citation aux pages 74 et 91)

[Lee *et al.*, 2009] Lee, S., Lu, Y., Liaw, P., Chen, L., Thompson, S., Blust, J., Browning, P., Bhattacharya, A., Aurrecoechea, J. et Klarstrom, D. (2009). Tensile-hold low-cycle-fatigue properties of solid-solution-strengthened superalloys at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering : A*, 504(1):64–72. (citation aux pages 29, 36, 37, 38, 39, et 65)

[Lee *et al.*, 2008] Lee, S., Lu, Y., Liaw, P., Choo, H., Thompson, S., Blust, J., Browning, P., Bhattacharya, A., Aurrecoechea, J. et Klarstrom, D. (2008). High-temperature tensile-hold crack-growth behavior of hastelloy® x alloy compared to haynes® 188 and haynes® 230® alloys. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 12(1):31–44. (citation aux pages 29, 30, 36, 39, et 87)

[Lee *et al.*, 2007] Lee, S., Lu, Y., Liaw, P. K., Choo, H., Thompson, S. A., Blust, J. W., Browning, P. F., Bhattacharya, A. K., Aurrecoechea, J. M. et Klarstrom, D. L. (2007). Elevated-temperature creep-fatigue crack-growth behavior of haynes® 188 superalloy. *In Key Engineering Materials*, volume 345, pages 287–290. Trans Tech Publ. (citation aux pages 36, 39, et 87)

[Lemaitre, 1976] Lemaitre, J. (1976). *Extention de la notion de taux d'énergie de fissuration aux problèmes tridimensionnels et non linéaires*. C.R Acad. Sc. Paris, t. 282, B 157. (citation à la page 12)

[Levi et Stevens, 2007] Levi, T. et Stevens, K. (2007). Oxidation behaviour of lm 6000 gas turbine engine substrate cobalt-base alloy 188. *Materials at High Temperatures*, 24-3:173 – 185. (citation aux pages 30 et 195)

[Liu *et al.*, 1979] Liu, A., Allison, J., Dittmer, D. et Yamane, J. (1979). Effect of biaxial stresses on crack growth. *ASTM STP 677*, 14:5 – 22. (citation aux pages 10, 45, et 131)

[Mageed et Pandey, 1990] Mageed, A. et Pandey, R. (1990). Fatigue crack closure in kinked cracks and path of crack propagation. *International Journal of Fracture*, 44(3). (citation à la page 11)

[Malesys *et al.*, 2009] Malesys, 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. (citation à la page 171)

[Malpertu et Remy, 1990] Malpertu, J. L. et Remy, L. (1990). Influence of test parameters on the thermal-mechanical fatigue behavior of a superalloy. *Metallurgical Transactions A*, 21A:389–399. (citation à la page 24)

[Manson, 1954] Manson, S. S. (1954). Behavior of materials under conditions of thermal stress. *rapport n NACA-TR-1170*. (citation aux pages 16 et 64)

[Manson, 1965] Manson, S. S. (1965). Fatigue : a complex subject : some simple approximations. *Experimental Mechanics*, 5(7):193 – 226. (citation aux pages 16 et 17)

[Manson, 1973] Manson, S. S. (1973). Challenge to unify treatment of high temperature fatigue–a partisan proposal based on strain range partitioning. *Fatigue at Elevated Temperatures, 1973*. (citation aux pages 37 et 64)

[Matos et Nowell, 2007] Matos, P. et Nowell, D. (2007). On the accurate assessment of crack opening and closing stresses in plasticity-induced crack closure problems. *Engineering Fracture Mechanics*, 74: 1579–1601. (citation à la page 25)

[Maurel *et al.*, 2017] Maurel, V., Koster, A., Remy, L., Rambaudon, M., Missoum-Benziane, D., Fontanet, V., Salgado-Goncalves, F., Heudt, A., Wang, H. et Trabelsi, M. (2017). Fatigue crack growth under large scale yielding condition : the need of a characteristic length scale. *International Journal of Fatigue*, 102:184 – 201. (citation aux pages 27, 28, 41, 84, 216, 217, 218, 219, 223, 227, et 274)

[Maurel *et al.*, 2009] Maurel, V., Remy, L., Dahmen, F. et Haddar, N. (2009). An engineering model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth. *International Journal of Fatigue*, 31(5):952 – 961. (citation aux pages 25, 26, 27, 216, et 274)

[Mineur et Villechaise, 2000] Mineur, M. et Villechaise, P. (2000). Influence of the crystalline texture on the fatigue behavior of a 316l austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering a Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 286(2):257 – 268. (citation à la page 14)

[Morel et Palin-Luc, 2002] Morel, F. et Palin-Luc, T. (2002). A non-local theory applied to high cycle multiaxial fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(7):649–665. (citation à la page 216)

[Morgeneyer *et al.*, 2016] Morgeneyer, T. F., Taillandier-Thomas, T. F., Buljac, A. F., Helfen, L. F. et Hild, F. (2016). On strain and damage interactions during tearing : 3D in situ measurements and simulations for a ductile alloy (AA2139-T3). *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 96:550–571. (citation à la page 74)

[Morrow, 1965] Morrow, J. (1965). Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *Internal friction, damping, and cyclic plasticity ASTM International*. (citation à la page 18)

[Möndel *et al.*, 1997] Möndel, A., Lang, K.-H., Löhe, D. et Macherauch, E. (1997). Creep-fatigue behaviour of cocr22ni22w14 in the temperature range 850 °c < T < 1200 °c. *Materials Science and Engineering : A*, 234-236:715 – 718. (citation à la page 38)

[Neumann, 1969] Neumann, P. (1969). Coarse slip model of fatigue. *Acta Metallurgica*, 17(9). (citation aux pages 14 et 15)

[Neumann, 1974] Neumann, P. (1974). The geometry of slip processes at a propagating fatigue crack II. *Acta Metallurgica*, 22(9):1167 – 1178. (citation à la page 14)

[Nicholls, 1994] Nicholls, D. J. (1994). The relation between crack blunting and fatigue crack growth rates. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 17:459 – 467. (citation à la page 25)

[Nutte, 2019] Nutte, M. (2019). Étude du comportement d'un alliage à solidification dirigée oligogranulaire, rapport de stage du Master spécialisé DMS - Centre des Matériaux - Mines ParisTech. (citation aux pages 127 et 275)

[Ochensberger et Kolednik, 2015] Ochensberger, W. et Kolednik, O. (2015). Physically appropriate characterization of fatigue crack propagation rate in elastic–plastic materials using the j-integral concept. *International Journal of Fracture*, 192(1):25–45. (citation aux pages 23 et 24)

[Ohmura *et al.*, 1973] Ohmura, T., Pelloux, R. et Grant, N. (1973). High temperature fatigue crack growth in a cobalt base superalloy. *Engineering Fractures Mechanics*, 5(4):909–922. (citation aux pages 29, 39, et 41)

[Ohnami et Sakane, 1978] Ohnami, M. et Sakane, M. (1978). A study on creep-fatigue interaction of a cobalt-based super alloy X-40 at high temperature. *Bull JSME*, 21(154). (citation à la page 45)

Bibliographie

[Ostergren, 1976] Ostergren, W. J. (1976). A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low-cycle fatigue. *Journal of Testing and Evaluation*, 4:327–339. (citation à la page 17)

[Otin, 2007] Otin, S. (2007). *Lois d'endommagement incRementales isotrope/anisotropes pour applications thermomécaniques complexes*. Thèse de doctorat, École normale supérieure de Cachan-ENS Cachan. (citation aux pages 38, 215, et 236)

[Paris et Erdogan, 1963] Paris, P. et Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Fluids Engineering*, 85(4):528–533. (citation à la page 220)

[Pelloux, 1969] Pelloux, R. M. N. (1969). Mechanisms of formation of ductile fatigue striations. *ASM Transactions Quarterly*, 62(1). (citation aux pages 14, 21, et 199)

[Pelloux, 1970] Pelloux, R. M. N. (1970). Crack extension by alternating shear. *Engineering Fracture Mechanics*, 1:170 – 174. (citation aux pages 25 et 199)

[Pippan et Grosinger, 2013] Pippan, R. et Grosinger, W. (2013). Fatigue crack closure : from LCF to small scale yielding. *International Journal of Fatigue*, 46:41–48. (citation à la page 25)

[Pons et Karma, 2010] Pons, A. et Karma, A. (2010). Helical crack-front instability in mixed-mode fracture. *Nature*, 464(7285):85–89. (citation à la page 74)

[Pook et Holmes, 1976] Pook, L. et Holmes, P. (1976). International Conference on Fatigue Testing and Design, London, England. pages 5 – 9. (citation à la page 45)

[Radhakrishnan *et al.*, 1993] Radhakrishnan, V., Kalluri, S. et Halford, G. (1993). An analysis of isothermal, bithermal and thermomechanical fatigue data of haynes 188 and b1900+hf by energy considerations. *(Report NASA TM-106359)*. (citation à la page 33)

[Rao, 1986] Rao, E. B. S. (1986). High temp. mater. and processes. pages 171 – 177. (citation à la page 34)

[Rao *et al.*, 1997] Rao, K. B. S., Castelli, M., Allen, G. et Ellis, J. R. (1997). A critical assessment of the mechanistic aspects in haynes 188 during low-cycle fatigue in the range 25 c to 1000 c. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28(2):347–361. (citation aux pages 34, 35, et 38)

[Rao *et al.*, 1995] Rao, K. B. S., Castelli, M. et Ellis, J. (1995). On the low cycle fatigue deformation of haynes 188 superalloy in the dynamic strain aging regime. *Scripta metallurgica et materialia*, 33(6): 1005–1012. (citation à la page 34)

[Reed, 2008] Reed, R. C. (2008). *The superalloys : fundamentals and applications*. Cambridge University Press. (citation à la page 29)

[Rice, 1968] Rice, J. (1968). A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *ASME J. Appl. Mech. E.*, 35(2):379–386. (citation à la page 22)

[Ritchie, 1976] Ritchie, R. O. (1976). Influence of microstructure and mean stress on near threshold fatigue crack propagation in steels. *Jom ?Journal of Metals*, 28(12). (citation à la page 14)

[Royer, 1986] Royer, J. (1986). A specimen geometry for plane mixed modes. *Engineering Fracture Mechanics*, 23(4):763–775. (citation à la page 11)

[Rudnev *et al.*, 2002] Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R. et Black, M. (2002). *Handbook of Induction Heating*. Manufacturing Engineering and Materials Processing. Taylor & Francis. (citation aux pages 107 et 109)

[Salgado Goncalves, 2013] Salgado Goncalves, F. (2013). *Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée*. Thèse de doctorat. (citation aux pages 2, 27, 28, 29, 41, 42, 68, 171, 178, et 216)

[Samir *et al.*, 2006] Samir, A., Simon, A., Scholz, A. et Berger, C. (2006). Service-type creep-fatigue experiments with cruciform specimens and modelling of deformation. *International Journal of Fatigue,*, 28(5-6):643–651. (citation aux pages 47 et 109)

[Sapardanis, 2016] Sapardanis, H. (2016). *Fissuration à l'interface d'un revêtement plasma céramique et d'un substrat métallique sous sollicitations dynamique et quasi-statique multiaxiales.* Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Guipont, Vincent et Maurel, Vincent Mécanique Paris Sciences et Lettres 2016. (citation aux pages 49 et 102)

[Seyedi, 2004] Seyedi, S. M. (2004). *Formation, propagation and coalescence in a crack network under high cycles thermal fatigue.* Theses, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan. (citation à la page 171)

[Shahani *et al.*, 2009] Shahani, A. R., Kashani, H. M., Rastegar, M. et Dehkordi, M. B. (2009). A unified model for the fatigue crack growth rate in variable stress ratio. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 32:105–118. (citation à la page 25)

[Shih et Hutchinson, 1976] Shih, C. et Hutchinson, J. (1976). Fully plastic solutions and large scale yielding estimates for plane stress crack problems. *J.Eng.Mater.Technol.(Trans.ASME, H)*, 98(4):289–295. (citation à la page 23)

[Sih, 1974] Sih, G. (1974). Strain energy density factor applied to mixed mode crack problems. *International Journal of Fracture*, 10(3):305–321. (citation aux pages 11 et 12)

[Sih, 1991] Sih, G. (1991). *Mechanics of fracture initiation and propagation : surface and volume energy density applied as failure criterion.* (citation à la page 11)

[Skelton, 1975] Skelton, R. P. (1975). High strain fatigue of 20Cr25NiNb steel at 1025 K part III : Crack propagation. *Material Science and Engineering*, 19. (citation aux pages 21 et 23)

[Skelton, 1991] Skelton, R. P. (1991). Energy criterion for high temperature low cycle fatigue failure. *Materials Science and Technology (UK)*, 7(5):427–439. (citation à la page 18)

[Skelton *et al.*, 1996] Skelton, R. P., Rees, C. J. et Webster, G. A. (1996). Energy damage summation methods for crack initiation and growth during block loading in high-temperature low-cycle fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 19(2-3). (citation à la page 18)

[Smith et Pascoe, 1985] Smith, E. et Pascoe, K. (1985). Fatigue crack initiation and growth in a high strength ductile steel subject to in phase biaxial loading. *American Society for Testing and Materials STP 853*, pages 111–134. (citation à la page 11)

[Smith *et al.*, 1970] Smith, K. N., Watson, P. et Topper, T. M. (1970). A stress strain function for the fatigue of metals. *Journal of Materials*, 5:767–778. (citation à la page 17)

[Solomon, 1972] Solomon, H. D. (1972). Low cycle fatigue crack propagation in 1018 steel. *Journal of Materials*, 7. (citation à la page 21)

[Soniak et Remy, 1990] Soniak, F. et Remy, L. (1990). Fatigue crack growth of small defects in a powder metallurgy superalloy at high temperature. (retroactive coverage). *In NI,SP, Nickel base alloys, Superalloys*, pages 1583–1588, P.O. Box 1550, Edgbaston, Birmingham B15 2JZ, UK. Ecole des Mines de Paris, Materials and Component Engineering Publications. (citation aux pages 42 et 57)

[Suresh, 1991] Suresh, S. (1991). *Fatigue of materials.* Cambridge University Press. (citation à la page 37)

[Tabibian *et al.*, 2010] Tabibian, S., Charkaluk, E., Constantinescu, A., Oudin, A. et Szmytka, F. (2010). Behavior, damage and fatigue life assessment of lost foam casting aluminum alloys under thermo-mechanical fatigue conditions. *Procedia Engineering*, 2(1):1145–1154. (citation à la page 20)

[Tanaka, 1974] Tanaka, K. (1974). Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis. *Engineering Fracture Mechanics*, 6(3):493–507. (citation aux pages 12 et 255)

[Tanaka *et al.*, 1984] Tanaka, K., Hoshide, T. et Sakai, N. (1984). Mechanics of fatigue crack propagation by crack-tip plastic blunting. *Engineering Fracture Mechanics*, 19(5):805–825. (citation à la page 24)

[Teissedre, 2016] Teissedre, J. (2016). Communication personnelle, Centre des Matériaux. (citation à la page 143)

Bibliographie

[Theocaris et Andrianopoulos, 1984] Theocaris, P. S. et Andrianopoulos, N. P. (1984). Author's closure on the discussion by gc sih and ee gdoutos of' the mises elastic plastic boundary as the core region in fracture criteria. *Engng Fracture Mech*, 1984(20):691 – 694. (citation à la page 11)

[Tomkins, 1968] Tomkins, B. (1968). Fatigue crack propagation an analysis. *Phil Mag*, 18(155):1041–1066. (citation à la page 21)

[Tvergaard, 2004] Tvergaard, V. (2004). On fatigue crack growth in ductile materials by crack tip blunting. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52:2149 – 2166. (citation à la page 25)

[Valkonen, 1987] Valkonen, A. (1987). *Plastic Deformation and Roughness of Free Metal Surfaces*. Julkaisu. Ohio State University. (citation à la page 79)

[Wang, 2013] Wang, H. (2013). Fissuration par fatigue sous sollicitations multiaxiales, rapport d'avancement du programme de recherches concertées (PRC) structures chaudes - centre des matériaux - Mines ParisTech. (citation aux pages 2, 49, 107, et 151)

[Wang *et al.*, 2019] Wang, Y., Charbal, A., Dufour, J., Hild, F., Roux, S. et Vincent, L. (2019). Hybrid multiview correlation for measuring and monitoring thermomechanical fatigue test. *Experimental Mechanics*. (citation à la page 127)

[Wöhler, 1858] Wöhler, A. (1858). Report on tests of the königl. niederschleesischmarkkischen eisenbahn made with appartus for the measurement of the bending and torsion of railway axles in service. *Zeitsch. Bauwesen*, 8:642 – 651. (citation aux pages 13 et 14)

[Weiss et Pineau, 1993] Weiss, J. et Pineau, A. (1993). Fatigue and Creep-Fatigue Damage of Austenitic Stainless-Steels Under Multiaxial Loading. *Metall. Trans. A*, 24(10):2247–2261. (citation à la page 45)

[Westergaard, 1939] Westergaard, H. (1939). Bearing pressures and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, 61:49 – 53. (citation à la page 9)

[Whittenberger, 1993] Whittenberger, J. (1993). Effect of long-term 1093 k exposure to air or vacuum on the structure of several wrought superalloys. *J Mater Eng Perform*, 2:745 – 758. (citation aux pages 30, 31, 87, et 195)

[Whittenberger, 1994] Whittenberger, J. (1994). Mechanical properties of haynes alloy 188 after 22,500 hours of exposure to lif-22caf2 and vacuum at 1093 k. *J Mater Eng Perform*, 3:754 – 762. (citation à la page 30)

[Williams, 1959] Williams, M. I. (1959). The stresses around a fault or a crack in dissimilar media. *Seismological Society of America*, 49(2):199–204. (citation à la page 9)

[Wilson, 2017] Wilson, P. (2017). *Statistical Inference of Defect Population for the Study and Simulation of the Low-Cycle Fatigue of a Cast Aluminium Alloy.* Thèse de doctorat. Thèse de doctorat dirigée par Saintier, Nicolas et Palin-Luc, Thierry Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2017. (citation aux pages 27 et 216)

[Wu et Ellyin, 1996] Wu, J. et Ellyin, F. (1996). A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant-amplitude loading. *International Journal of Fracture*, 82(1):43–65. (citation à la page 25)

[Xia *et al.*, 1996] Xia, Z., Kujawski, D. et Ellyin, F. (1996). Effect of mean stress and ratcheting strain on fatigue life of steel. *International Journal of Fatigue*, 18(5):335 – 341. (citation aux pages 25 et 26)

[Zamrik, 1990] Zamrik, S. (1990). An interpretation of axial creep-fatigue damage interaction in type 316 stainless steel. *ASME J Press Vess Technol*, 112(1):4–19. (citation à la page 45)

[Zamrik et Zahiri, 1987] Zamrik, S. et Zahiri, F. (1987). Biaxial creep-fatigue characteristics in two FCC materials. *ASME J Eng Mater Technol*, 109(3). (citation à la page 45)

[Zapffe et Glogg, 1945] Zapffe, C. et Glogg, M. J. (1945). An interpretation of axial creep-fatigue damage interaction in type 316 stainless steel. *Trans. ASM*, 34(71). (citation à la page 14)

[Zauter *et al.*, 1993] Zauter, R., Petry, F., Christ, H.-J., et Mughrabi, H. (1993). Thermomechanical fatigue of the austenitic stainless steel aisi 304l. *Thermomechanical fatigue behavior of materials, ASTM STP 1186*, pages 70 – 90. (citation à la page 34)

[Zcracks, 2019] Zcracks (2019). Zcracks 3D fracture mechanics simulation. http://zset-software.com/wordpress/wp-content/uploads/manuals/zcracks_tutorial.pdf. (citation aux pages 221, 222, et 224)

[Zhang *et al.*, 2018] Zhang, Y., Lorentz, E. et Besson, J. (2018). Ductile damage modelling with locking-free regularised gtn model. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 113(13): 1871–1903. (citation à la page 223)

[Zouani *et al.*, 1996] Zouani, A., Bui-Quoc, T. et Bernard, M. (1996). Optimal design of a disk-shaped specimen for biaxial-tensile fatigue testing. *Journal of Testing and Evaluation*, 24(5):287–294. (citation à la page 43)

[Zouani *et al.*, 1999] Zouani, A., Bui-Quoc, T. et Bernard, M. (1999). Cyclic stress-strain data analysis under biaxial tensile stress state. *Experimental Mechanics*, 39(2):92–102. (citation aux pages 43 et 44)

[ZsetSoftware,] ZsetSoftware. Zset software, non-linear material & structure analysis suite. http://www.zset-software.com. (citation aux pages 220, 235, 237, 243, et 321)

RÉSUMÉ

Cette étude s'inscrit dans le cadre du projet ANR SEMAFOR (ANR-14-CE07-0037) (Simulation et caractérisation Expérimentale de la FissuratiOn en plasticité généRalisée) en partenariat avec l'ONERA, LMT Cachan et SAFRAN. Sous les conditions de hautes températures, certaines pièces aéronautiques subissent des chargements sévères nécessitant de prendre en compte la propagation de fissures de fatigue pour optimiser le dimensionnement et la sécurité des pièces. L'intensité des chargements et des températures provoquent une forte plastification dans la zone de propagation de fissures. Le matériau de l'étude est un superalliage à base de Cobalt, le HAYNES® 188, utilisé principalement pour les chambres de combustion aéronautiques. Cette étude consiste à caractériser expérimentalement la propagation de fissure en fatigue oligocyclique sous sollicitations biaxiales. La conception d'un essai original de propagation de fissure à haute température est développée pour des chargements biaxiaux coplanaires. Un inducteur de type $pancake$ a été conçu afin de réduire le gradient thermique dans la zone centrale de l'éprouvette. Ce dispositif a été utilisé pour construire une étude approfondie d'essais biaxiaux dans les conditions de fatigue oligocyclique à haute température. Les mesures des champs de température par thermographie infra-rouge et une méthodologie expérimentale ont ainsi été mises en place afin d'appréhender au mieux les conditions de propagation de fissure. La détermination expérimentale des vitesses de propagation de fissures est l'un des objectifs majeurs de l'étude. Les essais ont été modélisés à l'aide de calculs par éléments finis. Un post-processeur, sans insertion de fissure, a permis de valider un modèle macroscopique de propagation de fissure basé sur des grandeurs énergétiques. A l'aide d'outils de remaillage conforme, la propagation de fissure a été modélisée par introduction explicite de la fissure observée expérimentalement. Cette démarche a permis d'analyser les grandeurs mécaniques pilotant la propagation de fissure de fatigue sous les conditions de plasticité étendue à haute température, afin d'établir des outils de modélisation 3D de propagation de fissure explicite.

MOTS CLÉS

Fissuration en fatigue - Plasticité généralisée - Chargement complexe - Modélisation par éléments finis

ABSTRACT

This study is concerned with the SEMAFOR (ANR-14-CE07-0037) project in collaboration with ONERA, Mines ParisTech, LMT Cachan and Safran. In very high temperature condition, as found for some engine aircraft components, crack could initiate near perforated zones. Once a crack is initiated, further degradation by crack growth is the result of a complex set of phenomena: multiaxial fatigue loading, thermal gradients and large scale yielding under oxidizing environment. The purpose of this study is to analyse the fatigue crack growth of the superalloy HAYNES® 188 under such conditions with biaxial tests. The design of an original experiment is a challenging issue to conduct biaxial tests at high temperature. A specific inductor ($pancake$) was designed to decrease thermal gradient within the gage length. Subsequent thermal field has been measured using Infra-red thermography. An experimental methodology was developped to ensure a deep analysis of the crack growth. One of our major purpuse is the determination of the experimental fatigue crack growth rate in such conditions. A finite element numerical analysis was achieved using a post-processing methodology based on energy partition. This model has been successfully validated, at first without crack insertion, for cruciform specimen tests with neither modification of the model constitutive parameters. Using consistent remeshing tools, crack propagation was modeled by explicit introduction of the crack observed experimentally. This approach leads to analyze the mechanical quantities controlling the fatigue crack growth under large scale yielding at high temperature, in order to establish tools for 3D modeling of explicit crack propagation.

KEYWORDS

Fatigue crack growth - Large scale yielding - Complex loading - Finite element modelling